

PCT

世界知的所有権機関
国際事務局

特許協力条約に基づいて公開された国際出願

M957-CN



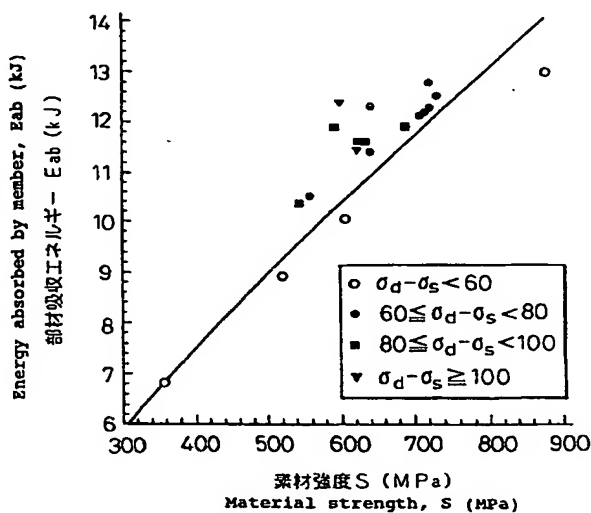
(51) 国際特許分類6 C22C 38/00, 38/50, C21D 8/02, 9/46		A1	(11) 国際公開番号 WO98/41664
			(43) 国際公開日 1998年9月24日(24.09.98)
(21) 国際出願番号 PCT/JP98/01101		(71) 出願人 河野 治(KAWANO, Osamu) 脇田淳一(WAKITA, Junichi) 間瀬秀里(MABUCHI, Hidesato) 〒870-8566 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内 Oita, (JP)	
(22) 国際出願日 1998年3月16日(16.03.98)		(74) 代理人 弁理士 石田 敬, 外(ISHIDA, Takashi et al.) 〒105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo, (JP)	
(30) 優先権データ 特願平9/82434 1997年3月17日(17.03.97) JP 特願平9/190297 1997年7月15日(15.07.97) JP 特願平9/190299 1997年7月15日(15.07.97) JP 特願平9/223008 1997年8月6日(06.08.97) JP 特願平9/258938 1997年9月24日(24.09.97) JP		(81) 指定国 AU, CA, CN, KR, 欧州特許 (AT, BE, CH, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE).	
(71) 出願人 新日本製鐵株式会社(NIPPON STEEL CORPORATION)[JP/JP] 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo, (JP)		添付公開書類 国際調査報告書	
(72) 発明者 上西朗弘(UENISHI, Akihiro) 高橋 学(TAKAHASHI, Manabu) 栗山幸久(KURIYAMA, Yukihisa) 〒293-0011 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba, (JP) 佐久間康治(SAKUMA, Yasuharu) 〒299-1193 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内 Chiba, (JP)			

(54) Title: DUAL-PHASE HIGH-STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT DYNAMIC DEFORMATION PROPERTIES AND PROCESS FOR PREPARING THE SAME

(54) 発明の名称 動的変形特性に優れたデュアルフェーズ型高強度鋼板とその製造方法

(57) Abstract

A dual-phase high-strength steel sheet for automobiles, which possesses excellent collision safety and excellent dynamic deformation properties and is used mainly for structural members and reinforcements of automobiles, and a process for preparing the same. The steel sheet is characterized in that the microstructure of the finally obtained steel sheet is a composite texture comprising a main phase of ferrite and a secondary phase of other low-temperature formed phase containing 3 to 50 %, in terms of volume fraction, of martensite after 5 % forming of the steel sheet, that the difference between the quasistatic deformation strength σ_s upon deformation in the strain range of from 5×10^{-4} to 5×10^{-3} (s^{-1}) after application of predeformation of more than 0 to not more than 10 % in terms of corresponding strain and the dynamic deformation strength σ_d upon deformation in the strain range of from 5×10^2 to 5×10^3 (s^{-1}) after the application of the predeformation, that is, $\sigma_d - \sigma_s$, is not less than 60 MPa, and that the work hardening index at a strain of 5 to 10 % is not less than 0.13.



Best Available Copy

THIS PAGE BLANK (USPTO)

Dual-phase high-strength steel sheet having excellent dynamic deformation properties, and process for preparing same**Publication number:** CN1251140**Publication date:** 2000-04-19**Inventor:** AKIHIRO UENISHI (JP); MANABU TAKAHASHI (JP); YUKIHISA KURIYAMA (JP)**Applicant:** NIPPON STEEL CORP (JP)**Classification:****- international:** C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/50; C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/50; (IPC1-7): C22C38/00; C21D8/02; C21D9/46; C22C38/50**- european:****Application number:** CN19988003465 19980316**Priority number(s):** JP19970082434 19970317; JP19970190297 19970715; JP19970190299 19970715; JP19970223008 19970806; JP19970258938 19970924**Also published as:**EP0969112 (A1)
WO9841664 (A1)
CA2283924 (A1)
AU717294B (B2)**Report a data error he**

Abstract not available for CN1251140

Abstract of corresponding document: **EP0969112**

The invention relates to dual-phase type high-strength steel sheets, for automobiles, which have excellent dynamic deformation properties and exhibit impact absorption properties, and are intended to be used as structural members and reinforcing materials primarily for automobiles, as well as to a method of producing them, which dual-phase type high-strength steel sheets with excellent dynamic deformation properties are characterized in that the final microstructure of the steel sheets is a composite microstructure wherein the dominating phase is ferrite, and the second phase is another low temperature product phase containing martensite at a volume fraction between 3% and 50% after 5% deformation of the steel sheet, wherein the difference between the quasi-static deformation strength as when deformed in a strain rate range of 5×10^{-4} - 5×10^{-3} (s^{-1}) after pre-deformation of more than 0% and less than or equal to 10% of equivalent strain, and the dynamic deformation strength σ_d when deformed in a strain rate range of 5×10^{-2} - 5×10^{-3} (s^{-1}) after the aforementioned pre-deformation, i.e. ($\sigma_d - \sigma_s$), is at least 60 MPa, and the work hardening coefficient at 5 SIMILAR 10% strain is at least 0.13.

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

Best Available Copy

THIS PAGE BLANK (USPTO)

[19]中华人民共和国国家知识产权局

[51]Int. Cl⁷

C22C 38/00

C22C 38/50 C21D 8/02

C21D 9/46

[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 98803465.4

[43]公开日 2000 年 4 月 19 日

[11]公开号 CN 1251140A

[22]申请日 1998.3.16 [21]申请号 98803465.4

[30]优先权

[32]1997.3.17 [33]JP [31]82434/1997

[32]1997.7.15 [33]JP [31]190297/1997

[32]1997.7.15 [33]JP [31]190299/1997

[32]1997.8.6 [33]JP [31]223008/1997

[32]1997.9.24 [33]JP [31]258938/1997

[86]国际申请 PCT/JP98/01101 1998.3.16

[87]国际公布 WO98/41664 日 1998.9.24

[85]进入国家阶段日期 1999.9.17

[71]申请人 新日本制铁株式会社

地址 日本东京

[72]发明人 上西朗弘 高桥学 栗山幸久
佐久间康治 河野治 肋田淳一
间渊秀里

[74]专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商标事
务所

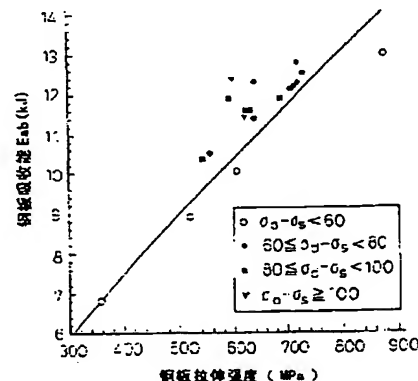
代理人 段承恩

权利要求书 3 页 说明书 31 页 附图页数 8 页

[54]发明名称 具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板和生产该钢板的方法

[57]摘要

本发明涉及用于汽车的双相型高强钢板,所述钢板具有优异的动态变表性能并展现出冲击吸收性能,而且,将主要用于汽车的结构部件和增强材料。另外,本发明也涉及生产所述钢板的方法,所述具有优异动态变形性能的双相型高强钢板的特征在于:所述钢板的最终显微组织是一种复相型显微组织,其中铁素体为主要相,第二种是另一种含有在钢板发生 5% 的变形后形成的体积分数为 3-50% 的马氏体的低温生成相。而且,在等效应变大于 0% 但小于或等于 10% 的预变形后,以 $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} (s^{-1})$ 的应变速率变形时的准静态变形强度 σ_s 与在上述预变形后,以 $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3 (S^{-1})$ 的应变速率变形时的动态变形强度 σ_d 之差,即 $(\sigma_d - \sigma_s)$ 至少为 60MPa,而且,5-10% 应变的加工硬化系数至少为 0.13。



权 利 要 求 书

1. 一种具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板, 其特征在于所述钢板的最终显微组织是一种复相型显微组织, 该组织中, 铁素体为主要相, 第二种相是另一种含有钢板以 5% 的等效应变变形后所形成的体积分数为 3-50% 的马氏体的低温生成相, 而且, 在等效应变大于 0% 但小于或等于 10% 的预变形后, 以 $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} (\text{s}^{-1})$ 的应变速率范围变形时的准静态变形强度 σ_s 与在上述预变形后, 以 $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3 (\text{s}^{-1})$ 的应变速率范围变形时的动态变形强度 σ_d 之差, 即: $(\sigma_d - \sigma_s)$ 至少为 60MPa, 而且, 5-10% 应变时的加工硬化系数至少为 0.13.

2. 一种具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板, 其特征在于所述钢板的最终显微组织是一种复相型显微组织, 该组织中, 铁素体为主要相, 第二种相是另一种含有钢板以 5% 的等效应变变形后所形成的体积分数为 3-50% 的马氏体的低温生成相, 其中, 在等效应变大于 0% 但小于或等于 10% 的预变形后, 以 $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3 (\text{s}^{-1})$ 的应变速率变形时, 等效应变为 3-10% 的变形应力的平均值 σ_{dyn} (MPa) 满足不等式: $\sigma_{\text{dyn}} \geq 0.766 \times TS + 250$, 式中, TS 为在预变形前, 应变速率为 $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} (\text{s}^{-1})$ 时测得的准静态拉伸试验中的抗拉强度 (MPa), 并且, 5-10% 应变时的加工硬化系数至少为 0.13.

3. 一种根据权利要求 1 或 2 的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板, 其特征在于: 在进行等效应变为 5% 的预变形或者还进一步经烘烤硬化处理 (BH 处理) 之后, 静态拉伸试验中的屈服强度 $YS(0)$ 和抗拉强度 $TS'(5)$ 之比满足不等式: $YS(0)/TS'(5) \leq 0.7$, 而且, 也满足不等式: 屈服强度 $YS(0) \times$ 加工硬化系数 ≥ 70 .

4. 一种根据权利要求 1, 2 或 3 中任一项的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板, 其特征在于马氏体的平均晶粒尺寸为 $5\mu\text{m}$ 或更小; 铁素体的平均晶粒尺寸为 $10\mu\text{m}$ 或更小.

5. 一种根据权利要求 1-4 中任一项的具有优异动态变形性能的

双相型高强钢板，其特征在于满足不等式：抗拉强度（MPa）×总的延伸率（%）≥18000，而且，还满足不等式：扩孔延伸比（ d/d_0 ）≥1.2。

6. 一种根据权利要求 1-5 中任一项的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板，其特征在于由光整冷轧机或张力矫直机或者二者共同作用所产生的塑性变形（T）满足下述不等式：

$$2.5 \{YS(0)/TS'(5) - 0.5\} + 15 \geq T \geq 2.5 \{YS(0)/TS'(5) - 0.5\} + 0.5$$

7. 一种根据权利要求 1-6 中任一项的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板，其特征在于：所述具有优异动态变形性能的双相型高强钢板的化学组成含有，以重量百分比计：0.02-0.25%的 C，总量为 0.15-3.5%的 Mn 或 Cr 或二者之和，总量为 0.02-4.0%的 Si、Al 和 P 之一种或几种，如必要，还含有总量不超过 3.5%的 Ni、Cu 和 Mo 中之一或几种，不超过 0.30%的 Nb、V 和 Ti 中之一或几种，以及 Ca 或 REM 或者二者共同存在，其中 Ca 为 0.0005-0.01%，REM 为 0.005-0.05%，余者是作为主要组元的铁。

8. 一种根据权利要求 1-7 中任一项的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板，其特征在于：如果必要，还可进一步向该具有优异动态变形性能的双相型高强钢板的化学组成中添加 B（≤0.01%），S（≤0.01%）和 N（≤0.02%）中之一或几种。

9. 一种生产根据权利要求 1-8 中任一项的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强热轧钢板的方法，其特征在于：将一连铸钢坯直接由铸造工序送去热轧，或者瞬时冷却后再加热时进行热轧后，将所获钢坯在 $Ar_3-50^\circ\text{C}$ 至 $Ar_3+120^\circ\text{C}$ 的终轧温度下热轧，并在输出辊道上以高于 $5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷却速度冷却，然后，在不高于 350°C 的温度下进行卷取。

10. 一种根据权利要求 9 的生产具有高冲击能量吸收性能的双相型高强热轧钢板的方法，其特征在于：在 $Ar_3-50^\circ\text{C}$ 至 $Ar_3+120^\circ\text{C}$ 的热轧终轧温度下，对热轧过程进行控制，以使冶金学参数 A 满足下列不等式（1）和（2），随后在输出辊道上的平均冷却速度为至少 $5^\circ\text{C}/\text{秒}$ ，并且控制卷取过程的完成以便所述冶金学参数 A 和卷取温度（CT）之

间的关系满足下述不等式 (3) :

$$9 \leq \text{Log} A \leq 18 \quad (1)$$

$$\Delta T \leq 21 \times \text{Log} A - 61 \quad (2)$$

$$CT \leq 6 \times \text{Log} A + 242 \quad (3)$$

11. 一种生产根据权利要求 1-8 中任一项的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强度冷轧钢板的方法, 其特征在于: 在一连铸钢坯直接由铸造工序送去热轧或者瞬时冷却后再加热时进行热轧之后, 进行热轧, 将已热轧并随后卷取的钢板进行酸洗, 之后再加以冷轧, 而且, 在为获得最终产品而进行连续退火工序中的退火过程中, 将冷轧后的钢板加热至介于 A_{c1} 和 A_{c3} 之间的温度并进行退火处理, 并在该温度范围保温至少 10 秒, 然后, 以高于 $5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的冷却速度冷却。

12. 一种生产根据权利要求 1-8 中之任一项的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强度冷轧钢板的方法, 其特征在于: 在所述连续退火工序中, 将所述冷轧钢板加热至介于 A_{c1} 和 A_{c3} 的温度并进行退火处理, 在该温度范围的保温时间至少 10 秒, 而且, 对于随后的冷却, 先以 $1-10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的一次冷却速度冷至 $550^\circ\text{C} - T_o$ 间的二次冷却起始温度 (T_q), 然后, 再以 $10-200^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的二次冷却速度冷至二次冷却终止温度 (T_e), 其中, T_e 温度不高于由钢化学组成和退火温度 (T_o) 确定的 T_{em} 。

说明书

具有高冲击能量吸收性能的双相型 高强钢板和生产该钢板的方法

技术领域

本发明涉及用于汽车的双相型高强钢板，所述钢板具有优异的动态变形性能并展示出优异的冲击吸收性能，而且，其将主要用于作为汽车的结构部件和增强材料，本发明还涉及生产这种钢板的方法。

背景技术

考虑到燃料消耗对汽车的限制，为了减轻车体的重量，高强钢正在得到越来越多的应用，而且，由于国内外涉及汽车事故中所估算的冲击吸收性能的各种限制正变得更加广泛和严格，可以预计高强钢会得到更多的应用。例如，对于客车的正面碰撞，采用具有高冲击吸收性能的材料制作被称作“前置构件”的部件，可以通过该构件的损坏来将冲击能量吸收掉，从而减缓乘客所受到的冲击。

然而，迄今传统高强钢的发展主要着眼于改善其压制成形性，在冲击吸收性能角度对其进行应用尚存有疑虑。与具有优异冲击吸收性能的汽车钢以及生产此种钢的方法有关的现有技术已得到发展，从而获得在高变形速率下钢板具有提高的屈服强度作为冲击吸收性能的一个标志，如日本公开专利申请 7-18372 所公开的那样。但是，由于所述部件在成形或碰撞期间会发生变形，因此，有必要将加工硬化包括在作为冲击抗力标志的屈服强度中，而在上述现有技术中，从抗碰撞安全性角度看，这是不充分的。

此外，由于汽车碰撞时每个部位的应变速率高达约 $10^3 (\text{S}^{-1})$ ，因此，考虑材料的冲击能量吸收性能就需要了解在如此高的应变速率范围内的动态变形性能。而且，据了解，具有优异动态变形性能的高强钢板对减轻汽车重量和改善其冲击吸收性能均很重要，而且，最近的报导已证实这一点。例如，本发明人已在 CAMP-ISIJ 第九卷（1966）

的 1112-1115 页中报告了高强度薄钢板的高应变速率性能和冲击能量吸收性能，其中解释道，与 $10^{-3}(S^{-1})$ 的低应变速率下的静态强度相比，在 $10^3(S^{-1})$ 的高应变速率下的动态强度急剧增加；而且，钢材强度越高，碰撞时的吸收能量越大；材料的应变速率依赖性取决于钢的组织；TRIP 型钢（相变诱发塑性型钢）和双相型（此后记为“DP”）钢均具有优异的压制成形性和高的冲击吸收性能。另外，本发明人已提交与这种双相型钢有关的日本专利申请 8-98000 和 8-109224，其中提出了具有比静态强度更高的动态强度的高强钢板，此钢板适于用来减轻汽车的重量和改善其冲击吸收性能，而且也提出了生产此种钢板的方法。

如上所述，尽管已了解在汽车碰撞的高应变速率条件下，高强钢板的动态变形性能，但是，对于具有冲击能量吸收性能的汽车部件而言，其何种性能应该最大限度地提高，以及基于何种判据来进行材料的选择，目前仍不清楚。此外，汽车部件是由钢板冲制成形而成，而且，碰撞冲击正是作用在这些冲制成形的部件上，然而，基于对经过这种压制成形后的冲击能量吸收性能的理解，目前仍对作为真正部件的具有优异动态变形性能的高强钢板缺乏认识。

对于要求碰撞安全性的部件的冲压成形而言，需要同时具有优异的形状固定性，优异的可拉伸性（抗拉强度 \times 总的延伸率 ≥ 18000 ）和优异的可翻边性（孔洞扩展比 ≤ 1.2 ），但是，目前，还没有获得同时具有优异的冲击吸收性能和优异的冲压成形性的材料。

发明描述

作为一种解决上述问题的方法提出本发明，其提供用于汽车的双相型高强钢板，该钢板具有优异的冲击吸收性能和优异的动态变形性能；也提供了生产这种钢板的方法。

本发明进一步提供用于汽车的、具有优异的动态变形性能的双相型高强钢板，该钢板是用于汽车部件，如前置部件的高强钢板，并且所述钢板依据碰撞时冲击能量吸收的确切性能和标准来进行选择，能够可靠地提供安全保障；也提供相应的生产方法。

本发明还提供用于汽车的具有优异动态变形性能的双相型高强钢板，该钢板展现出适合于部件冲压成形的所有性能，包括优异的形状固定性，优异的可拉伸性和优异的可翻边性；也提供相应的生产方法。

本发明通过下面的具体方式来达到上述目的。

(1) 一种具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板，其特征在于所述钢板最终的显微组织是一种复相型显微组织，该组织中，铁素体为主要相，第二种相是含有在钢板等效应变为 5% 的变形后，体积分数为 3-50% 的马氏体的一种低温生成相，其中，在等效应变大于 0% 而小于或等于 10% 的预变形后，以应变速率为 $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} (\text{s}^{-1})$ 进行变形时的准静态变形强度 σ_s 与上述预变形后，以 $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3 (\text{s}^{-1})$ 的应变速率变形时的动态变形强度 σ_d 间的差值，即 $(\sigma_d - \sigma_s)$ 至少为 60MPa，并且，5-10% 应变下的加工硬化系数至少为 0.13。

(2) 一种具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板，其特征在于所述钢板最终的显微组织是一种复相型显微组织，其中铁素体为主要相，第二种相是一种含有在钢板 5% 的等效应变条件下的变形后，体积分数在 3-50% 的马氏体的低温生成相，其中，在等效应变大于 0% 而小于或等于 10% 的预变形后，以 $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3 (\text{s}^{-1})$ 的应变速率变形时，等效应变为 3-10% 的条件下的变形应力的平均值 $\sigma_{dyn} (\text{MPa})$ 满足不等式： $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$ ，式中 TS 为预变形前，应变速率为 $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} (\text{s}^{-1})$ 时测得的准静态拉伸试验中的拉伸强度 (MPa)，并且，5-10% 应变下的加工硬化系数至少为 0.13。

(3) 一种根据上述 (1) 和 (2) 的具有高冲击能吸收性能的双相型高强钢板，其特征在于：在等效应变为 5% 的预变形后或者经进一步的焙烤硬化处理 (BH 处理) 后的拉伸试验中的屈服强度 $YS(0)$ 与抗拉强度 $TS'(5)$ 之比满足不等式： $YS(0) / TS'(5) \leq 0.7$ ，而且也满足不等式：屈服强度 $YS(0) \times$ 加工硬化系数 ≥ 70 。

(4) 一种根据上述 (1)、(2) 或 (3) 中任一项的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板，其特征在于马氏体的平均晶粒尺寸小于或等于 $5\mu\text{m}$ ，并且，铁素体的平均晶粒尺寸小于或等于 $10\mu\text{m}$ 。

(5) 一种根据上述 (1)、(2)、(3) 或 (4) 中任一项的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板, 其特征在于满足不等式: 抗拉强度 (MPa) \times 总延伸率 (%) ≥ 18000 , 并且还满足不等式: 孔洞扩展比 (d/d_0) ≥ 1.2 。

(6) 一种根据上述 (1)、(2)、(3)、(4) 或 (5) 中任一项的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板, 其特征在于由平整冷轧或张力平整机或者二者的联合所产生的塑性变形 (T) 满足如下不等式:

$$2.5 \{YS(0)/TS'(5) - 0.5\} + 15 \geq T \geq 2.5 \{YS(0)/TS'(5) - 0.5\} + 0.5$$

(7) 根据本发明的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板也是一种根据上述 (1) - (6) 的具有优异动态变形性能的双相型高强钢板, 其特征在于其化学组成为, 以重量百分比计: C 为 0.02-0.25%, Mn 或 Cr 或者二者之和为 0.15-3.5%, 选自 Si、Al 和 P 之一种或多种元素为 0.02-4.0%, 如果需要, 还含 Ni、Cu 和 Mo 中之一或多种元素, 其总含量不大于 3.5%, Nb、Ti 和 V 中之一或多种元素的含量是不超过 0.30%, 以及 Ca 或稀土 (REM) 或者二者都有, 其中 Ca 为 0.0005-0.01%, REM 为 0.005-0.05%, 余者则是作为主要组元的 Fe。

(8) 根据本发明的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强钢板也是一种根据上述 (1) - (7) 的具有优异动态变形性能的双相型高强钢板, 其特征在于: 如必要, 可向钢中进一步添加 B (≤ 0.01)、S ($\leq 0.01\%$) 和 N ($\leq 0.02\%$) 中之一或多种元素。

(9) 生产根据本发明的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强热轧钢板的方法是一种生产根据上述 (1) - (8) 的具有优异动态变形性能的双相型高强热轧钢板的方法, 其特征在于, 将一连铸钢坯直接由铸造工序送去热轧或者瞬时冷却后再加热时热轧, 对所述钢坯在 $Ar_3 - 50^\circ\text{C}$ 至 $Ar_3 + 120^\circ\text{C}$ 的终轧温度下进行热轧, 在输出辊道上以高于 5 $^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷却速度冷却, 然后, 在不高于 350°C 的温度下进行卷取; 以及

(10) 一种根据上述 (9) 的生产具有高冲击能量吸收性能的双相

型高强热轧钢板的方法，其特征在于：在 $Ar_3-50^{\circ}\text{C}$ 至 $Ar_3+120^{\circ}\text{C}$ 的热轧终轧温度下进行热轧，以使冶金学参数 A 满足如下 (1) 和 (2) 不等式，随后在输出辊道上的冷速至少为 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，并且卷取过程的进行应使上述冶金学参数 A 和卷取温度 (CT) 的关系满足下述不等式 (3)。

$$9 \leq \log A \leq 18 \quad (1)$$

$$\Delta T \leq 21 \times \log A - 61 \quad (2)$$

$$CT \leq 6 \times \log A + 242 \quad (3)$$

(11) 根据本发明的生产具有高冲击能量吸收性能的双相型高强冷轧钢板的方法是一种生产根据上述 (1) - (8) 的具有优异动态变形性能的双相型高强冷轧钢板的方法，其特征在于：在将连铸钢坯直接由铸造工序送去热轧，或者瞬时冷却后再加热时热轧，对经热轧并随后卷取的钢板在酸洗后进行冷轧，在生产最终产品的连续退火工序的退火阶段，将钢板加热至介于 $Ac1$ 和 $Ac3$ 间的温度，并在此温度范围内保温至少 10 秒钟，然后，以高于 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的冷速进行冷却；以及

(12) 一种根据上述 (11) 的生产根据上述 (1) - (8) 的具有高冲击能量吸收性能的双相型高强冷轧钢板的方法，其特征在于：在连续退火工序，冷轧钢板被加热至介于 $Ac1$ 和 $Ac3$ 间的温度 (T_0) 并在此温度范围保温退火处理至少 10 秒钟，而对于随后的冷却，先以 $1 - 10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的初始冷却速度冷却至范围为 550°C 至 T_0 的二次冷却起始温度 (T_q)，然后，再以 $10 - 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的二次冷却速度冷至二次冷却终止温度 (T_e)，该温度 (T_e) 不高于由化学组成和退火温度 (T_0) 确定的 T_{em} 。

附图简述

图 1 示出的是根据本发明的已成形部件在碰撞时吸收能 (E_{ab}) 与材料强度 (S) 之间的关系。

图 2 是图 1 中用于测量冲击吸收能的已成形部件的透视图。

图 3 示出的是钢板的加工硬化系数与动态能量吸收间的关系。

图 4 示出的是钢板的屈服强度 \times 加工硬化系数与其动态能量吸收之间的关系。

图 5 是与图 3 和 4 有关的冲击破碎试验方法中所使用的“帽形模型”的总图。

图 6 是图 5 试样形状的横截面图。

图 7 是与图 3-6 有关的冲击破碎试验方法的示意图。

图 8 示出的是本发明中的 TS 和以 $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3$ (1/s) 应变速率变形时, 等效应变为 3-10% 的条件下, 形变应力的平均值 σ_{dyn} 与 TS 的差值之间的关系, 以此作为碰撞时冲击能量吸收性能的指标。

图 9 示出的是本发明实施例和一对照例经平整冷轧后的静态/动态比值的变化。

图 10 示出的是根据本发明在热轧工序中, ΔT 与冶金学参数 A 之间的关系。

图 11 示出的是根据本发明在热轧工序中, 卷取温度与冶金学参数 A 之间的关系。

图 12 示出的是根据本发明的连续退火循环周期。

实施本发明的最佳方式

通过对钢板进行弯曲和冲击成形, 来生产诸如汽车的前置部件那样的冲击吸收构件。由于汽车碰撞期间的冲击被这些已经过冲压成形的部件吸收, 因此, 甚至在经过与冲压成形相当的预变形后, 这些构件也必须具有高的冲击吸收性能。然而, 目前, 还未尝试获得具有实际部件所需的优异冲击吸收性能的高强钢板, 而这需要同时考虑由冲压成形所引起的变形应力的增加和由更高应变速率所引起的变形应力的增加, 正如前面所提到的那样。

以达到这一目的为目标, 经过多次试验和研究, 本发明人已发现, 具有双相 (DP) 组织的钢板作为上述冲压成形的实际部件所需的具有优异冲击吸收性能的高强钢板非常理想。已证实, 这种钢板的双相显微组织为一种复相型组织, 其中, 铁素体为主要相, 决定着由应变速率的增大所引起的变形抗力的增加, 第二种相包括硬马氏体相, 所述钢板具有优异的动态变形性能。也就是说, 已发现, 当最终的钢板显微组织是一种复相型组织, 其中的主要相是铁素体, 而另一种低温生

成相则包括钢板经等效应变为 5% 的变形后，体积分数为 3 - 50% 的硬马氏体相时，就展示出高的动态变形性能。

就硬马氏体相的体积分数为 3 - 50% 而言，因为如果马氏体相低于 3%，不能获得高强钢板和甚至是具有高动态变形性能的钢板，所以马氏体相的体积分数必须至少为 3%。此外，如果马氏体相超过 50%，这会导致决定因变形速度增加而发生的变形抗力增大的铁素体相的体积分数的降低，从而不可能获得具有与静态变形强度相比，优异的动态变形性能的钢板，而同时也不利于冲压成形性，因此，确定马氏体相的体积分数必须为 3 - 50%。

然后，基于这些发现，本发明人进行了实验和研究，结果发现，尽管与冲击吸收部件如前置部件的冲压成形相当的预变形程度有时最高可达 20% 以上，这与所处部位有关，但大多数部位的等效应变为 0 - 10%，而且，通过了解该范围内的预变形的作用，就有可能从整体上估计预变形后所述构件的性能。

因此，根据本发明，选择等效应变为 0 - 10% 的变形作为冲压成形期间构件所受到的预变形量的大小。

图 1 示出的是一冲压成形的部件在碰撞期间的吸收能量 (E_{ab}) 与材料强度 (S) 之间的关系，所使用的不同钢的类型示于表 5 中，并作为一实施例将在后面加以描述。材料强度 S 是由普通拉伸试验测得的抗拉强度 (TS)。部件的吸收能 (E_{ab}) 是当用一 400kg 的重物，以 15m/秒的速度进行碰撞时，在沿着如图 2 所示的冲压成形的部件的长度方向（箭头方向），压碎程度达 100mm 时的吸收能量。图 2 中的成型部件由一加工成帽形截面 1 的 2.0mm 厚钢板与一厚度相同且钢种也相同的钢板 2 构成，二者通过点焊接合一起，帽形截面 1 的角半径为 2mm，点焊点的位置标记为 3。

从图 1 可看出，部件的吸收能 (E_{ab}) 一般随通常拉伸试验测得的材料强度增加，尽管存在相当的偏差。这里，图 1 中的材料受到了等效应变大于 0% 但小于或等于 10% 的预变形，然后，对以 5×10^{-4} 至 $5 \times 10^{-3} (S^{-1})$ 的应变速率变形时的静态变形强度 σ_s 和预变形后，以 5×10^2

至 $5 \times 10^3 (S^{-1})$ 的应变速率变形时的动态变形强度 σ_d 进行了测试。结果，有可能根据 $(\sigma_d - \sigma_s)$ 作一分类。下面是标注在图 1 中的符号：

○： $(\sigma_d - \sigma_s) < 60 \text{MPa}$ ，适于任何预变形大于 0% 但小于或等于 10%；

●： $60 \text{MPa} \leq (\sigma_d - \sigma_s)$ ，预变形量在上述范围，以及 $60 \text{MPa} \leq (\sigma_d - \sigma_s) < 80 \text{MPa}$ ，预变形为 5%；

■： $60 \text{MPa} \leq (\sigma_d - \sigma_s)$ ，预变形量在上述范围，以及 $80 \text{MPa} \leq (\sigma_d - \sigma_s) < 100 \text{MPa}$ ，预变形为 5%；

▲： $60 \text{MPa} \leq (\sigma_d - \sigma_s)$ ，预变形在上述范围，以及 $100 \text{MPa} \leq (\sigma_d - \sigma_s)$ ，预变形为 5%。

此外，当 $60 \text{MPa} \leq (\sigma_d - \sigma_s)$ 且预变形为大于 0% 但小于或等于 10% 的等效应变时，碰撞期间部件的吸收能量 (E_{ab}) 值等于或高于由材料强度 S 预测的数值，表明钢板作为冲击吸收部件在碰撞时具有优异的动态变形性能。这些预测值在图 1 中用曲线示出，用 $E_{ab} = 0.062 S^{0.8}$ 代表。因此， $(\sigma_d - \sigma_s)$ 至少必须为 60MPa。

为改善冲击吸收性能，基本而言，增加加工硬化系数很重要，尤其至少为 0.13，并且优选至少为 0.16；通过将屈服强度和加工硬化系数控制在特定范围，有可能获得优异的冲击吸收性能，而且，为改善可冲压成形性，将马氏体的体积分数和粒子尺寸设定在特定范围很有效。

图 3 示出的是钢板的加工硬化系数和代表部件冲击吸收性能的动态能量吸收间的关系，其所用材料均为具有相同屈服强度的一类材料。此图表明，增大钢板的加工硬化系数可以改善部件的冲击吸收性能（动态能量吸收），而且，只要屈服强度处于同一级别，则钢板的加工硬化系数就能在相当程度上代表部件的冲击吸收性能。此外，当屈服强度不同时，如图 4 所示，屈服强度 \times 加工硬化系数可以作为部件冲击吸收性能的一个标志。当考虑到冲压成形期间部件所受到的应变，采用 5% - 10% 应变的 n 值表示加工硬化系数时，从改善动态能量吸收的角度出发，可以优选 5% 应变时的加工硬化系数或者甚至高于 10%

应变时的加工硬化系数。

示于图 3 和图 4 的部件的动态能量吸收值采用如下方式确定。具体而言，将钢板加工成图 6 所示的构件形状（角 $R = 5\text{mm}$ ），并接 35mm 的间距加以点焊，所用焊条的焊头半径为 5.5mm ，电流为喷射电流（expulsion current）的 0.9 倍，之后，在 170°C 下烘烤和涂漆处理 20 分钟，然后，一约 150kg 的重物自约 10m 的高处落下，沿构件长度方向将其压碎，由相应的载荷位移图中的面积计算出位移功的大小，其中的位移 $= 0 - 150\text{mm}$ ，以便确定动态能量吸收值。图 7 为此试验方法的示意性说明。图 5 中，4 是端盖，5 是试件，6 是点焊部位。

图 6 中，7 是一帽形试件，8 是点焊部位。图 7 中，9 是端盖，10 是试件，11 是一落下的重物（ 150kg ），12 是底座，13 是冲击吸收器。每个钢板的加工硬化系数和屈服强度采用下述方式确定。将钢板加工成 JIS - #5 试样（标距： 50mm ，平行宽度： 25mm ），然后，在 $0.001(\text{s}^{-1})$ 的应变速率下进行拉伸试验，来确定屈服强度和加工硬化系数（ $5\% - 10\%$ 应变的 n 值）。所用钢板的厚度为 1.2mm ，其组成含有 $0.02 - 0.25\text{wt}\%$ 的 C，总量为 $0.15 - 3.5\text{wt}\%$ 的 Mn 或 Cr 或者二者之和，总量为 $0.02 - 4.0\text{wt}\%$ 的 Si、Al 和 P 中之一或多种，余者为作为主要组元的 Fe。

图 8 示出的是以 $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3 (\text{s}^{-1})$ 应变速率变形时，等效应变为 $3 - 10\%$ 的条件下的变形应力平均值 σ_{dyn} 和静态的材料强度（TS）之间的关系，以此作为根据本发明，发生碰撞时的冲击能量吸收性能的一个指标，其中，静态的材料强度（TS）是以 $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} (\text{s}^{-1})$ 的应变速率进行静态拉伸试验时测得的抗拉强度（TS:MPa）。

如上所述，冲击吸收部件如前置部件具有一种帽形横截面形状，而且，根据对此种部件在由高速碰撞压碎时所引起的变形的分析结果，本发明人已发现，尽管变形可达到高的最大应变 40% 以上，但在高速应力 - 应变图中，至少总吸收能量的 70% 为 10% 或更低的应变范围所吸收。因此，可采用应变为 10% 或以下的高速变形时的动态变形抗力作为高速碰撞能量吸收性能的指标。特别是，由于 $3 - 10\%$ 的应变范围非常重要，用于冲击能量吸收性能的标志即为在以 $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3$

(s^{-1}) 的应变速率进行高速拉伸变形时, 等效应变为 3-10% 时的平均应力: σ_{dyn} .

高速变形时应变为 3-10% 时的平均应力: σ_{dyn} 一般随预变形或烘烤处理之前的材料静态拉伸强度 {应变速率为 $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} (s^{-1})$ 时测得的静态拉伸试验中的最大应力 (TS:MPa) } 的增大而增加。因此, 增加钢材的静态抗拉强度 (这与静态材料强度同义) 直接有助于改善部件的冲击能量吸收性能。然而, 增加钢的强度会使得冲压成部件的性能变坏, 从而难于获得具有所需形状的部件。因此, 优选抗拉强度相同但 σ_{dyn} 高的钢。已发现, 基于这种关系, 当以大于 0% 但小于或等于 10% 的等效应变预变形后, 以 $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3 (s^{-1})$ 的应变速率变形, 等效应变为 3-10% 时的变形应力的平均值 σ_{dyn} (MPa) 满足不等式: $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$, 式中, TS 为预变形前, 应变速率为 $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} (s^{-1})$ 时测得的静态拉伸试验中的抗拉强度 (TS: MPa), 此时, 与其它钢相比, 所述钢板作为实际部件具有更高的冲击能量吸收性能, 而且是在没有增加所述构件整体重量的条件下, 冲击能量吸收性能得以改善的, 从而有可能提供具有高的动态变形抗力的高强钢板。

此外, 尽管细节仍不清楚, 但已经发现, 当 $YS(0)/TS'(5)$ 不大于 0.7 时, 能够获得具有优异动态变形性能的钢板, 如图 9 所示。而 $YS(0)/TS'(5)$ 之值取决于初始显微组织、在除马氏体相之外的低温生成相和铁素体主要相中的固溶元素的量, 以及碳化物、氮化物和碳氮化物的沉积状态。这里, $YS(0)$ 是在 5% 的等效应变的预变形后或者经进一步烘烤硬化处理 (BH 处理) 后, 静态拉伸试验中的屈服强度, 而 $TS'(5)$ 则是相应的抗拉强度 (TS')。也已证实, 当屈服强度: $YS(0) \times$ 加工硬化系数至少为 70 时, 可以获得具有甚至更优异的动态变形性能的钢板。

而且, 已知道, 动态变形强度通常以静态抗拉强度的指数形式表示, 而且, 当静态抗拉强度增加时, 动态变形强度和静态变形强度之间的差值会减小。然而, 动态变形强度和静态变形强度间的差异小将

意味着不能期望在冲击吸收性能上会有更大改进。从这点看，优选 $(\sigma_d - \sigma_s)$ 之值满足下述不等式： $(\sigma_d - \sigma_s) \geq 4.1 \times \sigma_s^{0.8} - \sigma_s$ 。

下面，将对根据本发明的钢板的显微组织进行详细描述。如前所述，马氏体的体积分数为3-50%，并且优选为3-30%。马氏体的平均晶粒尺寸优选不大于 $5\mu\text{m}$ ，铁素体的平均晶粒尺寸优选不大于 $10\mu\text{m}$ 。即，马氏体硬度高，通过主要在相邻的铁素体晶粒中产生可移动的位错，可促使屈服比降低和加工硬化系数改善；而且，通过满足上述限制条件，有可能在钢中弥散分布细小的马氏体，这样，在遍及整个钢板范围内性能都会得到改善。此外，细小马氏体在钢中的这种弥散分布有助于避免扩孔延伸(hole expansion)比和抗拉强度与总延伸率之积的变差，而这正是硬马氏体的有害作用。另外，由于能够可靠地实现加工硬化系数 ≥ 0.130 ，抗拉强度 \times 总延伸率 ≥ 18000 ，以及扩孔延伸比 ≥ 1.2 ，因而有可能改善冲击吸收性能和可冲压成形性。

当马氏体的体积分数小于3%时，屈服比较大，此时，冲压成形的部件在经过碰撞变形后不能表现出优异的加工硬化性能（加工硬化系数 ≥ 0.130 ），并因为变形抗力（负载）停留在低水平，且动态能量吸收较低，从而阻碍了冲击吸收性能的改善。另一方面，当马氏体的体积分数高于50%时，屈服比较大，同时加工硬化系数减小，抗拉强度 \times 总延伸率和扩孔延伸比也会变坏。从可冲压成形性上考虑，马氏体的体积分数优选不高于30%。

此外，铁素体的体积分数优选至少为50%，而且更优选至少为70%，其平均晶粒尺寸（平均等效圆直径）优选不大于 $10\mu\text{m}$ ，而且更优选不大于 $5\mu\text{m}$ ，同时，优选马氏体与铁素体相邻。这有助于马氏体在铁素体基体上的细小弥散分布，并有效地将改善性能的作用从局部扩展到整个钢板，有利于阻止马氏体的有害作用。与马氏体和铁素体共存的余下的组织可以是一种包含珠光体、贝氏体、残余奥氏体等之一或几种组合一起的混合组织。虽然在要求扩孔延伸性能的场所，优选以贝氏体为主，但因为残余奥氏体在冲压成形时会被加工诱发转变成马氏体，试验结果已表明，即使仅有优选的少量残余奥氏体（5%或

更少)存在, 其在冲压成形前也有一定的作用。

此外, 从冲击吸收性能和可冲压成形性上考虑, 优选马氏体与铁素体的晶粒尺寸之比不大于 0.6, 而且, 两者的硬度之比至少为 1.5。

现在, 来说明对根据本发明的具有优异动态变形性能的双相型高强钢化学组分取值的限制以及设置这些限制的原因。

根据本发明加以使用的具有优异动态变形性能的双相型高强钢板含有如下的化学组成, 以重量百分比计: 0.02-0.25%的 C, 总量为 0.15-3.5%的 Mn 或 Cr 或者二者之和, 总量为 0.02-4.0%的 Si、Al 和 P 中之一或多种, 如需要, 还有总量不大于 3.5%的 Ni、Cu 和 Mo 中之一或多种, 不大于 0.30%的 Nb、Ti 和 V 中之一或多种, 以及 Ca 和 REM 或者是二者之一, 对于 Ca, 其含量为 0.0005-0.01%, 对于 REM, 其含量为 0.005-0.05%, 余者则作为主要组元的 Fe。所述具有优异动态变形性能的双相型高强钢板, 如必要, 也含有 B(≤ 0.01)、S($\leq 0.01\%$) 和 N($\leq 0.02\%$) 中之一或多种。现在, 对上述这些化学组分及其含量(重量百分比)进行讨论。

C: C 是最强烈影响钢板的显微组织的元素, 如果其含量太低, 将难以获得具有所要求的数量和强度的马氏体; 如加入量过高, 则会导致所不希望的碳化物的析出, 阻碍较高应变速率时变形抗力的增加, 并且也会造成强度过高, 以及可冲压成形性和可焊性变差; 因此, 碳含量是 0.02-0.25wt%。

Mn, Cr: Mn 和 Cr 起稳定奥氏体和保障充分的马氏体形成的作用, 而且, 它们也是固溶硬化元素; 因此, 其最小添加量必须是 0.15wt%, 但是, 如果加入量太大, 则上述作用会达到饱和, 并会产生诸如阻止铁素体转变的不利作用, 因此, 它们的最大加入量为 3.5wt%。

Si, Al, P: Si 和 Al 是形成马氏体的有用元素, 而且, 它们促进铁素体的形成并抑制碳化物的析出, 因此, 具有保障充分马氏体形成的作用, 并具有固溶硬化效果以及脱氧的作用。P 与 Si 和 Al 类似, 也能促进马氏体的形成和固溶硬化。从这点看, Si+Al+P 的最小添加量必须至少为 0.02wt%。另一方面, 如添加量过大, 会使这种使用饱和

并造成脆化，因此，最大添加量不超过 4.0wt%。特别是，当要求表面状况极佳时，Si 的添加量不超过 0.1wt%，就可避免 Si 鳞剥；相反，如 Si 添加量为 1.0wt%或更高，就可能在整个表面产生 Si 鳞剥，以致于鳞剥反倒不那么引人注意了。此外，当要求极佳的二次加工性、韧性，可点焊性和压延性能时，P 含量可保持在不高于 0.05%，而且优选不高于 0.02%。

Ni, Cu, Mo: 这些元素在必要时添加。它们是与 Mn 类似的奥氏体稳定化元素，能增加钢的淬透性，并有效调整其强度，从可焊接性和化学处理的角度看，这些元素在 C, Si, Al 和 Mn 的量受到限制时可以使用，但是，如果这些元素的添加总量超过 3.5wt%，则主要的铁素体相将被硬化，从而抑制较高应变速率所引起的变形抗力的增加，并且还会提高钢板的成本；因此，这些元素的添加量为 3.50wt%或更低。

Nb, Ti, V: 这些元素在必要时添加。它们通过形成碳化物、氮化物和碳氮化物来有效地强化钢板。然而，当添加量超过 0.3%时，这些元素会以碳化物、氮化物和碳氮化物的形式大量沉积在主要的铁素体相中或晶界上，成为高速变形期间的一个可移动位错源，并且阻止较高应变速率所引起的变形抗力的增加。此外，主要相的变形抗力会变得比所需值还高，从而造成 C 的浪费和成本的增加；因此，所添加的最大量为 0.3wt%。

B: B 是一种有效的强化元素，因为它通过抑制铁素体的产生来改善钢的淬透性，但是，如果添加量超过 0.01wt%，则其作用将达饱和，因此，B 的添加量最高为 0.01wt%。

Ca, REM: Ca 的添加量至少为 0.0005wt%，以便通过控制硫化物基夹杂物的形状（球化）来改善可冲压成形性（特别是扩孔延伸比），考虑到上述作用会饱和以及由于上述夹杂物的增加所产生的有害作用（降低扩孔延伸比），因此，最大添加量为 0.01wt%。同样，REM 的添加量定为 0.005%-0.05wt%。

S: 从硫化物基夹杂物对可冲压成形性（特别是扩孔延伸比）的影响和可点焊性的降低两方面考虑，S 的含是不超过 0.01wt%，并且优选

不超过 0.003wt%.

现在说明本发明中进行预变形的的方法。预变形可以是将部件冲压成形，或者是在冲压成形之前，采用平整冷轧或张力矫直对钢板进行加工处理。在这种情况下，平整冷轧机或张力矫直机或者二者之组合都可以使用。这就是说，所使用的手段可以包括平整冷轧机，张力矫直机，或者平整冷轧机和张力矫直机。钢板材料也可以在用平整冷轧机或张力矫直机处理后，再进行冲压成形。由平整冷轧机和/或张力矫直机所产生的预变形量，即塑性变形程度(T)，依据初始位错密度的不同而不同，如初始密度高，则 T 小。此外，由于固溶元素很少，所产生的位错不能被固定，高动态变形性能也就不能保障。结果，发现塑性变形(T)由等效应变为 5% 的预变形时或者还经进一步烘烤硬化处理(BH 处理)后的静态拉伸试验中的屈服强度 $YS(0)$ 与抗拉强度 $TS'(5)$ 之比，即 $YS(0)/TS'(5)$ 决定。这就是说， $YS(0)/TS'(5)$ 是初始位错密度与 5% 变形所产生的位错密度之和，以及固溶元素的量的一个标志；可以认为， $YS(0)/TS'(5)$ 较小，意味着初始位错密度较高以及固溶元素较多。因此， $YS(0)/TS'(5)$ 不大于 0.7，而且，优选其值由下述方程给定：

$$2.5\{YS(0)/TS'(5)-0.5\}+15 \geq T \geq 2.5\{YS(0)/TS'(5)-0.5\}+0.5$$

其中，T 的上限由包括冲击吸收性能和挠度的可冲压成形性决定。

现在，对生产根据本发明的具有优异动态变形性能的双相型高强热轧钢板和冷轧钢板的方法进行说明。该生产方法中，将一连铸钢坯直接由铸造工序送去热轧，或者瞬时冷却后再加热时热轧。除通常的连铸方法外，薄板连铸和连续热轧技术(无头热轧)也可用于热轧工序中，但是，为了避免铁素体的体积分数较低和薄钢板显微组织的平均晶粒较粗大，在热轧入口边的轧材(铸钢带)的厚度(轧材初始厚度)优选至少为 25mm。如小于 25mm，则钢板的铁素体的平均等效园尺寸较粗大，同时，这也不利于获得所要求的马氏体。考虑到上述这些问题，热轧时最后道次的轧制速度优选至少为 500mpm，并且更优选至少 600mpm。如果低于 500mpm，则钢板中铁素体的平均等效园直径较粗

大，同时，这也不利于获得所要求的马氏体。

热轧时的终轧温度为 $Ar_3-50^{\circ}\text{C}$ 至 $Ar_3+120^{\circ}\text{C}$ 。如果低于 $Ar_3-50^{\circ}\text{C}$ ，会出现加工硬化性能和冲压成形性均不佳的变形铁素体。如果高于 $Ar_3+120^{\circ}\text{C}$ ，钢板中铁素体的平均等效园尺寸会较粗大，同时，这也会难于获得所要求的马氏体。

输出辊道上的平均冷却速度至少为 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 。如果低于 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，会难于获得所要求的马氏体。

卷取温度不高于 350°C 。如果高于 350°C ，则难于获得所要求的马氏体。

根据本发明，已发现，尤其是在热轧工序中的终轧温度，终轧时入辊温度和卷取温度间存在一种关系。这就是说，如图 10 和图 11 所示，存在主要由终轧温度，终轧时入辊温度和卷取温度决定的特定条件。具体而言，对热轧过程进行控制，以使当热轧终轧温度处于 $Ar_3-50^{\circ}\text{C}$ 和 $Ar_3+120^{\circ}\text{C}$ 之间时，冶金学参数 A 满足不等式(1)和(2)。上述冶金学参数 A 可用下述方程表示。

$$A = \varepsilon^* \times \exp \{ (75282 - 42745 \times \text{Ceq}) / [1.978 \times (\text{FT} + 273)] \}$$

式中， FT: 终轧温度 ($^{\circ}\text{C}$)

Ceq: 碳当量 = $C + \text{Mneq}/6$ (%)

Mneq: 锰当量 = $\text{Mn} + (\text{Ni} + \text{Cr} + \text{Cu} + \text{Mo})/2$ (%)

ε^* : 最后道次的应变速率 (S^{-1})

$\varepsilon^* = (V/\sqrt{R \times h_1}) \times (1/\sqrt{r}) \times \text{Ln} \{1/(1-r)\}$

h_1 : 最后道次入辊时钢板厚度

h_2 : 最后道次出辊时钢板厚度

$r: (h_1 - h_2)/h_1$

R: 轧辊半径

V: 最后道次的出辊速度

ΔT : 终轧温度 (终轧最后道次时的出辊温度) - 终轧时入辊温度 (终轧第一道次时的入辊温度)

$Ar_3: 901 - 325C\% + 33Si\% - 92Mneq$

之后，优选输出辊道上的平均冷却速度至少为 5℃/秒，并且，对将要进行的卷取条件进行控制，以使冶金学参数 A 和卷取温度 (CT) 之间的关系满足不等式 (3)。

$$9 \leq \text{Log}A \leq 18 \quad (1)$$

$$\Delta T \leq 21 \times \text{Log}A - 61 \quad (2)$$

$$\text{CT} \leq 6 \times \text{Log}A + 242 \quad (3)$$

上述不等式 (1) 中，从残余奥氏体的产生和显微组织的细化的角度看，LogA 小于 9 是不可接受的，同时，这也不利于动态变形抗力 σ_{dyn} 和 5-10% 应变时的加工硬化性能。另外，如果 LogA 高于 18，则需要巨大的装备才能实现。至于不等式 (2)，如果不等式 (2) 的条件不被满足，则不可能获得所要求的马氏体，而且，动态变形抗力 σ_{dyn} 和 5-10% 应变时的加工硬化性能等也将变坏。由不等式 (2) 可知， ΔT 的下限在 LogA 较小时更具可变性。此外，如果不等式 (3) 中卷取温度的关系不被满足，将不利于确保足够的马氏体量，同时，即使残余奥氏体可以获得，但因其过于稳定而不可能在变形期间获得所要求的马氏体，而且，动态变形抗力 σ_{dyn} 和 5-10% 变形时的加工硬化性能等也将变坏。LogA 较高时，对卷取温度限制更灵活可变。

然后，在进行热轧和卷取后，对根据本发明的冷轧钢板进行不同工序的处理，冷轧并退火，理想的退火过程是采用图 12 所示的退火规范进行连续退火，而且，在连续退火工序的退火期间，必须在介于 A_{c1} - A_{c3} 间的某一温度保温至少 10 秒钟。如果温度低于 A_{c1} ，则不会形成奥氏体，而且，以后也就不可能获得马氏体，而如果温度高于 A_{c3} ，所获奥氏体单相组织会很粗大，因而，不可能获得所要求的马氏体平均晶粒尺寸。此外，如果保温时间少于 10 秒，则不能充分形成奥氏体，之后也就不可能获得所要求的马氏体。从避免增加设备和防止组织粗化方面考虑，最长保温时间优选不超过 200 秒。退火后的冷却必须以至少 5℃/秒的平均冷却速度进行。如果冷速小于 5℃/秒，马氏体不能获得所要求的方向性系数 (space factor)。尽管此处没有特定的上限，但考虑到冷却期间的温度控制，优选其为 300℃/秒。

根据本发明，将冷却后的钢板从 Ac_1 - Ac_3 间加热至图 12 所示的连续退火循环中的温度 To ，并在由下述方法提供的冷却条件下冷却，所述方法中，以 $1-10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的一次冷却速度冷至范围为 $550^{\circ}\text{C}-To$ 间的二次冷却起始温度 Tq ，之后，再以 $10-200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的二次冷却速度冷至二次冷却终了温度 Te ，其中， Te 不高于由钢的化学组成和退火温度 To 确定的温度 Tem 。该方法中，图 12 所示的连续退火循环中的冷却终了温度 Te 可表示为化学组成和退火温度的函数，而且保持在一给定临界值下。冷却至 Te 后，优选将温度保持在 $Te-50^{\circ}\text{C}$ 至 400°C 的范围内，时间不超过 20 分钟，然后，再冷却至室温。

这里， Tem 是在快冷起始点 Tq 的残留奥氏体发生马氏体转变的开始温度。即， Tem 由式 $Tem=T_1-T_2$ ，即，排除奥氏体中 C 浓度影响的温度值 (T_1) 与展示 C 浓度作用的温度值 (T_2) 之间的差值。此处， T_1 由除 C 之外的固溶元素的浓度计算出，而 T_2 则依据处于 Ac_1 和 Ac_3 和 Tq 的残余奥氏体中的 C 浓度进行计算，其中， Ac_1 和 Ac_3 由钢的化学组成确定，而 Tq 则由退火温度 To 确定。 Ceq^* 代表退火温度 To 下的残余奥氏体中的碳当量。因此， T_1 可表示为：

$$T_1 = 561 - 33 \times \{Mn\% + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2\}$$

T_2 用 Ac_1 ， Ac_3 和退火温度 To 表示，其中：

$$Ac_1 = 723 - 0.7 \times Mn\% - 16.9 \times Ni\% + 29.1 \times Si\% + 16.9 \times Cr\%,$$

$$Ac_3 = 910 - 203 \times (C\%)^{1/2} - 15.2 \times Ni\% + 44.7 \times Si\% + 104 \times V\%$$

$$+ 31.5 \times Mo\% - 30 \times Mn\% - 11 \times Cr\% - 20 \times Cu\% + 70 \times P\%$$

$$+ 40 \times Al\% + 400 \times Ti\%,$$

而且，当 $Ceq^* = (Ac_3 - Ac_1) \times C / (To - Ac_1) + (Mn + Si/4 + Ni/7 + Cr + Cu + 1.5Mo) / 6$ 大于 0.6 时， $T_2 = 474 \times (Ac_3 - Ac_1) \times C / (To - Ac_1)$ ，

当 Ceq^* 值小于或等于 0.6 时， $T_2 = 474 \times (Ac_3 - Ac_1) \times C / \{3 \times (Ac_3 - Ac_1) \times C + [(Mn + Si/4 + Ni/7 + Cr + Cu + 1.5Mo) / 2 - 0.85]\} \times (To - Ac_1)$ 。

换句话说，当 Te 等于或高于 Tem 时，不能获得所要求的马氏体。此外，如果 Toa 等于或高于 400°C ，冷却时所获得的马氏体则会发生回火，从而不可能获得令人满意的动态性能和可冲压成形性。另一方

面, 如果 T_{0a} 低于 $T_e-50^{\circ}\text{C}$, 就需要附加的冷却设备, 而且, 由于连续退火炉的温度和钢板的温度间存在不同, 使得材料中出现较大的差异; 因此, 将该温度定为下限。另外, 将保温时间的上限定为 20 分钟, 原因是保温时间如超过 20 分钟, 则必须增加设备。

通过采用上述的化学组成和生产方法, 有可能生产一种具有优异动态变形性能的双相型高强钢板, 其中, 钢板的显微组织是一种复合型组织结构, 该组织中, 铁素体是主要相, 而第二种相是另一种含有经 5% 的等效应变的成形和加工后所形成的体积分数为 3% - 50% 的马氏体的低温生成相, 而且, 以大于 0% 但小于或等于 10% 的等效应变预变形后, 以 $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} (1/\text{s})$ 的应变速率变形时的准静态变形强度 σ_s 与在上述预变形后, 以 $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3 (1/\text{s})$ 的应变速率变形时测得的动态变形强度 σ_d 之差, 即 $(\sigma_d - \sigma_s)$, 至少为 60MPa, 而且, 5 - 10% 应变时的加工硬化系数至少是 0.13。根据本发明的钢板可以通过退火、光整冷轧、电镀或热浸镀加工成任何所要求的产品。

实施例

现在, 通过实施例对本发明进行说明。

(实施例 1)

将列于表 1 中的 26 种钢材(钢材编号为 1 - 26)加热至 $1050 - 1250^{\circ}\text{C}$, 并在表 2 所列的生产条件下进行热轧、冷却和卷取, 以获得热轧钢板。如表 3 所示, 满足本发明的化学组成条件和生产条件的钢板具有一种双相组织, 其中, 马氏体的体积分数至少 3% 但不高于 50%, 而且, 如表 4 所示, 热轧钢板的机械性能结果表明其具有优异的冲击吸收性能, 如 5 - 10% 应变时加工硬化系数至少为 0.13, $\sigma_d - \sigma_s \geq 60\text{MPa}$, 以及 $\sigma_{\text{dyn}} \geq 0.766 \times \text{TS} + 250$, 同时, 该钢板也具有适当的可冲压成形性和焊接性。

表1 钢的化学组成

钢的 编号	化学组成 (wt%)																				
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Si+Al+ P	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Ti	V	B	Ca	REM	Mn+Cr	碳当量	锰当量
1	0.08	1.01	1.20	0.02	0.003	0.03	0.003	1.06		0.10									1.30	0.29	1.25
2	0.08	1.01	1.20	0.02	0.003	0.03	0.002	1.06		0.10							0.004		1.30	0.29	1.25
3	0.05	1.20	1.30	0.01	0.001	0.01	0.003	1.22											1.30	0.27	1.30
4	0.15	1.51	1.01	0.02	0.002	0.02	0.002	1.55											1.01	0.32	1.01
5	0.08	0.01	1.30	0.02	0.003	1.20	0.003	1.23											1.30	0.30	1.30
6	0.07	0.01	1.60	0.08	0.003	0.03	0.003	0.12											1.60	0.34	1.60
7	0.07	0.50	1.10	0.07	0.002	0.01	0.002	0.58											1.10	0.25	1.10
8	0.08	0.80	1.20	0.02	0.003	0.50	0.003	1.32											1.20	0.28	1.20
9	0.08	0.01	1.10	0.08	0.002	0.20	0.003	0.29											1.10	0.26	1.10
10	0.07	0.02	0.80	0.01	0.001	0.02	0.002	0.05		0.40									1.20	0.24	1.00
11	0.10	1.00	1.80	0.02	0.001	0.02	0.002	1.04											1.80	0.40	1.80
12	0.08	1.01	1.20	0.02	0.002	0.03	0.002	1.06		0.10								0.005	1.30	0.29	1.25
13	0.08	1.01	1.40	0.02	0.002	0.03	0.003	1.06		0.10									1.50	0.32	1.45
14	0.08	1.01	1.20	0.02	0.002	0.03	0.003	1.06		0.10									1.30	0.29	1.25
15	0.01	0.01	1.00	0.01	0.002	0.01	0.005	0.03											1.00	0.18	1.00
16	0.06	0.90	1.20	0.02	0.001	0.01	0.002	0.93	0.5		1.0								1.20	0.39	1.95
17	0.07	0.90	0.90	0.02	0.001	0.01	0.003	0.93				0.5							0.90	0.26	1.15
18	0.09	2.16	1.91	0.01	0.003	0.03	0.003	2.20		0.09			0.02						2.00	0.42	1.96
19	0.06	0.80	1.10	0.02	0.002	0.01	0.002	0.83							0.05				1.10	0.24	1.10
20	0.07	0.90	1.20	0.01	0.001	0.01	0.003	0.92								0.003			1.20	0.27	1.20
21	0.05	1.00	1.36	0.01	0.003	0.02	0.003	1.03		0.90									2.26	0.35	1.81
22	0.07	0.02	1.80	0.08	0.003	0.02	0.002	0.12											1.80	0.37	1.80
23	0.10	0.20	0.81	0.08	0.003	0.02	0.002	0.30											0.81	0.24	0.81
24	0.09	0.20	1.15	0.01	0.005	0.05	0.003	0.26											1.15	0.28	1.15
25	0.08	1.61	1.71	0.01	0.003	0.03	0.003	1.65						0.12					1.71	0.37	1.71
26	0.40	0.002	0.10	0.005	0.010	0.01	0.003	0.017											0.10	0.42	0.10

下划线的数据表明其值超出了本发明的范围。

表1 (续) 钢的化学组成

钢号	相变温度点 ℃			类型
	Ac1	Ac3	Ar3	
1	741	863	793	本发明
2	741	863	793	本发明
3	744	880	805	本发明
4	756	871	809	本发明
5	709	863	756	本发明
6	706	816	731	本发明
7	726	851	794	本发明
8	733	874	791	本发明
9	712	834	774	本发明
10	722	830	787	本发明
11	733	839	736	本发明
12	741	863	793	本发明
13	739	857	775	对照例
14	741	863	793	对照例
15	713	861	806	对照例
16	728	839	732	本发明
17	740	887	802	本发明
18	767	889	763	本发明
19	735	870	807	本发明
20	736	862	798	本发明
21	753	860	751	本发明
22	704	810	713	本发明
23	720	837	801	本发明
24	717	826	773	本发明
25	752	923	771	本发明
26	722	779	762	对照例

表2 生产条件

钢号	热轧条件						冷却条件			卷取条件		
	终轧温度 ℃	钢带初始 厚度 (mm)	最后道次 轧制速度 (rpm)	钢板最终 厚度 (mm)	应变率 (/秒)	LogA 计算值	ΔT ℃	不等式 (2)	平均冷速 (℃/秒)	备注	卷取温度 ℃	不等式 (3)
1	880	50	1000	1.2	300	14.4	140	0	120	#1	100	0
2	780	26	500	2.9	90	15.0	150	0	30	#1	300	0
3	830	30	600	2.9	140	14.8	160	0	60		200	0
4	820	28	700	1.4	190	14.6	155	0	70		310	0
5	840	35	500	2.3	95	14.3	120	0	50		150	0
6	845	40	600	2.3	145	14.1	140	0	60		150	0
7	830	35	650	2.3	150	14.9	150	0	50		150	0
8	825	38	750	1.6	190	14.9	60	0	60		150	0
9	850	36	600	1.8	150	14.6	170	0	40		150	0
10	840	40	600	1.8	150	15.0	130	0	50		150	0
11	800	26	550	1.8	145	14.0	110	0	40		200	0
12	845	32	600	1.8	150	14.5	135	0	50		100	0
13	930	20	500	1.8	135	13.3	100	0	15		500	X
14	700	26	300	1.8	100	16.1	125	0	15		320	0
15	850	30	600	1.8	150	15.4	150	0	4		310	0
16	840	28	500	1.4	150	13.7	80	0	30		150	0
17	830	28	500	1.4	145	14.9	100	0	30		150	0
18	860	30	700	1.4	190	13.4	50	0	35		100	0
19	840	30	700	1.4	180	15.0	180	0	30		200	0
20	830	30	700	1.4	190	14.9	130	0	30		200	0
21	840	30	700	1.4	190	14.1	140	0	30		200	0
22	780	30	700	1.4	190	14.6	90	0	25		200	0
23	800	30	700	1.4	190	15.6	110	0	25		200	0
24	810	30	700	1.4	190	15.0	120	0	25		200	0
25	820	30	700	1.4	190	14.2	40	0	25		200	0
26	880	30	700	1.4	190	13.2	220	X	15		320	0

下划线的数据表示该值在本发明的范围之外。*1: 750℃-700℃间的冷速为15℃/秒

表3. 钢的显微组织

钢号	主 要 相		铁素体 体积分数 (%)	马氏体	
	相名称	等效园直径 (μm)		等效园直径 (μm)	5%加工变形后的 体积分数 (%)
1	铁素体	5.5	80	2.5	15
2	铁素体	4.0	90	1.8	8
3	铁素体	5.0	85	2.2	10
4	铁素体	4.0	80	1.8	4
5	铁素体	4.5	80	2.0	20
6	铁素体	5.0	85	2.2	15
7	铁素体	4.5	90	2	10
8	铁素体	4.5	90	2	10
9	铁素体	5.0	90	2.2	10
10	铁素体	5.0	90	2.2	10
11	铁素体	4.0	80	1.7	20
12	铁素体	5.0	90	2.2	10
13	铁素体	11.0	50	=	0
14	铁素体	加工后的组织	90	=	0
15	铁素体	10.0	95	=	0
16	铁素体	4.4	90	1.9	10
17	铁素体	4.5	91	2	9
18	铁素体	3.4	78	1.4	22
19	铁素体	4.4	91	1.9	9
20	铁素体	4.3	88	1.8	12
21	铁素体	4.5	85	2	13
22	铁素体	4.4	84	1.9	11
23	铁素体	4.4	85	1.9	8
24	铁素体	4.4	85	1.8	12
25	铁素体	2.4	80	1	10
26	贝氏体	10.5	30	=	0

下划线的数值表示该值在本发明的范围之外

表4. 钢的机械性能

钢号	静态拉伸 (应变率=0.001/s)					TS x T.E1					预变形和BH处理	
	TS Mpa	YS Mpa	T.E1 z	TS' (S) Mpa	5-10%应 变的n值	YS x n	YS/TS' (S)	Mpa · z		预变形形式	等效应变 %	BH 处理
1	680	475	27	720	0.17	81	0.66	18360		C轴单向拉伸	5%	有
2	630	440	35	665	0.19	84	0.66	22050		C轴单向拉伸	5%	否
3	580	405	32	610	0.18	73	0.66	18560		L轴单向拉伸	5%	有
4	780	545	28	815	0.19	104	0.67	21840		C轴单向拉伸	2%	有
5	700	455	29	740	0.20	91	0.61	20300		C轴单向拉伸	5%	有
6	660	430	30	695	0.19	82	0.62	19800		C轴单向拉伸	10%	有
7	650	420	31	685	0.21	88	0.61	20150		C轴单向拉伸	5%	有
8	620	400	32	645	0.21	84	0.62	19840		C轴单向拉伸	5%	有
9	640	415	31	675	0.18	75	0.61	19840		C轴单向拉伸	5%	有
10	670	435	30	710	0.19	83	0.61	20100		C轴单向拉伸	5%	有
11	850	510	24	885	0.21	107	0.58	20400		C轴单向拉伸	5%	有
12	650	420	31	685	0.20	84	0.61	20150		双轴等拉伸	5%	有
13	520	494	31	530	0.12	59	0.93	16120		C轴单向拉伸	5%	有
14	500	375	28	515	0.10	38	0.73	14000		双轴等拉伸	5%	有
15	420	310	36	430	0.12	37	0.72	15120		L轴单向拉伸	5%	有
16	650	390	31	685	0.20	78	0.57	20150		L轴单向拉伸	5%	有
17	640	380	30	670	0.21	80	0.57	19200		L轴单向拉伸	5%	有
18	840	505	27	870	0.16	81	0.58	22680		L轴单向拉伸	5%	有
19	660	405	28	695	0.20	81	0.58	18480		L轴单向拉伸	5%	有
20	660	400	29	690	0.20	80	0.58	19140		L轴单向拉伸	5%	有
21	660	480	28	695	0.15	72	0.69	18480		L轴单向拉伸	5%	有
22	620	290	31	650	0.25	73	0.45	19220		L轴单向拉伸	5%	有
23	640	420	29	670	0.18	76	0.63	18560		L轴单向拉伸	5%	有
24	640	380	29	675	0.19	72	0.56	18560		L轴单向拉伸	5%	有
25	820	615	23	875	0.15	92	0.70	18860		L轴单向拉伸	5%	有
26	400	290	30	410	0.10	29	0.71	12000		L轴单向拉伸	5%	有

下列线的数据表示其值在本发明范围之外。

*3 $\sigma_{dyn} = (0.766 \times TS' + 250)$ *4 $2.5(YS/TS' (S) - 0.5) + 15 \geq$ 塑性变形 $T \geq 2.5(YS/TS' (S) - 0.5) + 0.5$

表4 (续) 钢的机械性能

钢号	预变形·BH处理后的静态/动态拉伸 (应变速率=1000/s)										塑性变形		其它性能	
	SZ Mpa	WH*1 Mpa	ΔYS*2 Mpa	σs Mpa	σd Mpa	σd-σs Mpa	σdyn Mpa	不等式*3	T Z	所满足的 不等式*4	可焊接性	d/d ₀		
1	140	205	720	841	121	825	54.1	1.0	1.0	0	好	1.31		
2	150	215	665	788	123	771	38.4	1.0	1.0	0	好	1.45		
3	145	210	610	732	122	718	23.7	1.0	1.0	0	好	1.54		
4	80	150	800	923	123	903	55.5	1.0	1.0	0	好	1.21		
5	140	210	740	864	124	847	60.8	0.9	0.9	0	好	1.27		
6	155	260	710	833	123	830	74.4	0.9	0.9	0	好	1.35		
7	145	215	685	810	125	794	46.1	0.9	0.9	0	好	1.37		
8	140	215	645	770	125	755	30.1	0.9	0.9	0	好	1.44		
9	140	210	675	797	122	781	40.8	0.9	0.9	0	好	1.39		
10	140	210	710	833	123	818	54.8	0.9	0.9	0	好	1.33		
11	150	220	885	1010	125	992	90.9	0.8	0.8	0	好	1.20		
12	140	210	685	809	124	793	45.1	0.9	0.9	0	好	1.40		
13	15	20	530	575	45	565	-83.3	1.6	1.6	0	好	1.71		
14	20	25	515	565	50	555	-78.0	0.1	0.1	≥	好	1.18		
15	25	35	430	485	55	476	-95.7	1.2	1.2	0	好	1.90		
16	140	210	685	809	124	793	45.1	0.7	0.7	0	好	1.37		
17	140	215	670	795	125	780	39.8	0.7	0.7	0	好	1.39		
18	145	210	870	989	119	972	78.6	0.8	0.8	0	好	1.20		
19	140	210	695	819	124	804	48.4	0.8	0.8	0	好	1.35		
20	140	210	690	814	124	798	42.4	0.8	0.8	0	好	1.35		
21	125	195	695	813	118	799	43.4	1.0	1.0	0	好	1.35		
22	145	215	650	779	129	765	40.1	0.4	0.4	0	好	1.44		
23	130	200	670	792	122	777	36.8	0.9	0.9	0	好	1.39		
24	140	210	675	798	123	784	43.8	0.7	0.7	0	好	1.35		
25	120	190	875	993	118	977	98.9	1.1	1.1	0	好	1.20		
26	25	35	410	445	35	437	-119.4	1.1	1.1	0	差	1.50		

下列数据表示其值在本表范围之外。

3: $\sigma_{dyn} - (0.766 \times TS + 250)$ *4: $2.5(YS/TS' (5) - 0.5) + 15 \geq$ 塑性变形T $\geq 2.5(YS/TS' (5) - 0.5) + 0.5$

(实施例 2)

将列于表 5 中的 22 种钢材(钢材编号为 27 - 48)加热至 1050 - 1250℃, 并进行热轧, 冷却和卷取, 随后酸洗处理, 然后在表 6 中所列条件下进行冷轧, 以生产冷轧钢板。之后, 由每种钢的化学组成计算出温度 Ac_1 和 Ac_3 , 并在表 6 中所列的退火条件下进行加热、冷却和保温处理, 之后, 冷却至室温。如表 7 所示, 满足本发明的化学组成条件和生产条件的钢板具有一种双相组织, 其中马氏体的体积分数至少为 3% 但又不超过 50%, 而且, 如图 8 所示, 所述轧制钢板的机械性能表明其具有优异的冲击吸收性能, 如 5 - 10% 应变时的加工硬化系数至少为 0.13, $\sigma_d - \sigma_s \geq 60\text{MPa}$, 以及 $\sigma_{dyn} \geq 0.766 \times TS + 250$, 同时, 所述钢板也具有适当的可冲压成形性和焊接性。

表5 钢的化学组成

钢号	化学组成 (wt%)																相变温度 ℃			类型			
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Al+Si +P	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Ti	V	B	Mn+Cr	Ceq	Mneq		Ac1	Ac3	Ac3
27	0.01	1.00	0.10	0.01	0.003	0.04	0.003	1.05									0.10	0.03	0.10	751	934	922	对照例
28	0.05	0.90	1.20	0.01	0.005	0.05	0.002	0.96									1.20	0.25	1.20	736	872	804	本发明
29	0.05	0.90	1.20	0.01	0.005	0.05	0.002	0.96									1.20	0.25	1.20	736	872	804	对照例
30	0.05	0.90	1.20	0.01	0.005	0.05	0.002	0.96									1.20	0.25	1.20	736	872	804	对照例
31	0.05	1.30	1.20	0.01	0.002	0.04	0.003	1.35									1.20	0.25	1.20	748	889	817	本发明
32	0.08	1.00	1.20	0.01	0.003	0.05	0.002	1.06									1.20	0.28	1.20	739	864	798	本发明
33	0.08	0.20	0.70	0.01	0.003	0.04	0.003	0.25									0.70	0.20	0.70	721	843	817	本发明
34	0.10	0.02	2.10	0.01	0.002	0.03	0.003	0.06									2.10	0.45	2.10	701	785	676	本发明
35	0.08	0.80	1.00	0.01	0.003	1.20	0.002	2.01									1.00	0.25	1.00	736	907	809	本发明
36	0.05	0.50	1.00	0.01	0.005	0.80	0.003	1.31									1.00	0.22	1.00	727	890	809	本发明
37	0.05	1.00	1.00	0.01	0.003	0.05	0.002	1.06	0.9								1.00	0.29	1.45	726	869	784	本发明
38	0.05	1.00	1.00	0.01	0.005	0.04	0.003	1.05			1.0						1.00	0.30	1.50	741	862	780	本发明
39	0.05	1.00	1.00	0.01	0.003	0.04	0.003	1.05				0.1					1.00	0.23	1.05	741	885	821	本发明
40	0.05	1.00	1.50	0.01	0.005	0.05	0.002	1.06		1.0							2.50	0.38	2.00	753	856	734	本发明
41	0.10	1.00	1.50	0.01	0.003	0.46	0.002	1.47					0.04				1.50	0.35	1.50	736	865	764	本发明
42	0.10	1.00	1.50	0.01	0.005	0.04	0.002	1.05						0.04			1.50	0.35	1.50	736	864	764	本发明
43	0.10	1.00	1.50	0.10	0.003	0.05	0.003	1.15						0.01	0.04		1.50	0.35	1.50	736	863	764	本发明
44	0.10	1.00	1.50	0.01	0.003	0.04	0.003	1.05					0.02				1.50	0.35	1.50	736	848	764	本发明
45	0.10	0.01	1.50	0.003	0.003	0.002	0.003	0.015									1.50	0.35	1.50	707	802	731	对照例
46	0.35	1.00	1.20	0.01	0.002	0.05	0.003	1.06									1.20	0.55	1.20	739	801	710	对照例
47	0.05	0.80	2.50	0.01	0.003	0.04	0.002	0.85		2.0							4.50	0.63	3.50	753	806	589	对照例
48	0.08	1.50	1.50	0.25	0.003	0.80	0.003	4.55									1.50	0.33	1.50	809	1014	853	对照例

下划线的数据表示该值在本发明的范围之外。

表6 生产条件

钢号	冷轧条件		退火条件											
	轧制 压下量 %	板厚 mm	退火 温度 To℃	退火 时间 秒	一次 冷却 ℃/秒	快速冷 却起始 点Tq℃	二次 冷却 ℃/秒	快速冷却 终止温度 Te℃	T1 计算值 ℃	Geq* 计算值 ℃	T2 计算值 ℃	Tem 计算值 ℃	保温 温度 Toa℃	保温 时间 秒
27	80	0.8	780	90	5	680	100	350	558	0.12	-62	619	350	180
28	80	0.8	780	90	5	680	100	230	521	0.39	224	297	230	270
29	80	0.8	780	90	5	680	100	320	521	0.39	224	297	320	270
30	80	0.8	780	90	5	500	100	230	521	0.39	224	297	230	270
31	80	0.8	700	90	5	700	100	270	521	0.47	182	339	270	300
32	80	0.8	780	90	5	680	80	270	521	0.49	190	331	270	250
33	80	0.8	750	120	8	680	100	200	538	0.46	297	241	200	300
34	80	0.8	750	120	8	680	100	270	492	0.52	114	378	270	300
35	80	0.8	800	90	5	680	100	270	528	0.41	259	269	270	300
36	80	0.8	750	90	5	650	130	200	528	0.54	217	311	250	300
37	80	0.8	750	90	5	650	130	250	513	0.53	192	321	240	300
38	80	0.8	800	90	5	650	100	270	512	0.48	83	428	270	300
39	80	0.8	780	90	5	650	100	250	526	0.42	216	310	250	300
40	80	0.8	780	90	5	680	100	270	495	0.65	90	405	270	300
41	80	0.8	780	90	8	680	100	250	512	0.58	154	358	250	300
42	68	1.2	780	90	8	680	100	250	512	0.58	154	358	270	300
43	68	1.2	780	90	5	630	150	250	512	0.58	154	358	250	300
44	68	1.2	780	90	5	680	100	250	512	0.55	153	359	250	300
45	80	0.8	750	90	5	680	100	250	512	0.47	186	326	250	300
46	80	0.8	780	90	5	680	100	200	521	0.77	252	269	200	300
47	80	0.8	770	90	5	680	100	270	446	0.94	74	371	270	300
48	80	0.8	850	90	5	680	100	250	512	0.79	188	323	250	300

下划线的数据表示该值在本发明的范围之外。

表7 钢的显微组织

钢号	主要相		铁素体 体积分数 (%)	马氏体	
	相名称	等效圆直径 (μm)		等效圆直径 (μm)	5%加工变形后 的体积分数(%)
27	铁素体	9.8	100	—	0
28	铁素体	6.4	86	3.2	12
29	铁素体	6.4	95	—	1
30	铁素体	6.4	94	—	0
31	铁素体	5.3	89	3.1	11
32	铁素体	4.8	82	2.8	15
33	铁素体	5.1	84	2.9	12
34	铁素体	4.8	75	2.2	18
35	铁素体	5.1	90	2.3	10
36	铁素体	5.5	90	2.8	8
37	铁素体	6.2	89	3.1	11
38	铁素体	5.8	81	3.0	16
39	铁素体	5.6	78	3.2	18
40	铁素体	5.6	87	3.2	13
41	铁素体	4.2	80	1.7	16
42	铁素体	4.5	78	2.1	18
43	铁素体	4.3	79	2.2	19
44	铁素体	5.0	79	2.3	13
45	铁素体	4.9	81	2.1	1
46	铁素体	4.1	42	2.4	35
47	铁素体	4.6	51	2.6	25
48	铁素体	5.6	88	2.6	12

下划线的数据表示该值在本发明的范围之外。

表8 钢的机械性能

预变形和BH处理												
钢号	静态拉伸 (应变率=0.001/s)							预变形形式	等效应变 %	BH 处理		
	TS Mpa	YS Mpa	T.E1 z	TS' (S) Mpa	5-10%应变 时的n值	YS x n	YS/TS' (S)				TS x T.E1 Mpa·z	
27	357	243	48	357	0.28	68	0.68	17136	C轴单向拉伸	5	有	
28	592	349	34	630	0.24	84	0.55	20128	C轴单向拉伸	5	无	
29	603	457	32	612	0.20	91	0.75	19296	C轴单向拉伸	5	无	
30	583	472	26	591	0.15	71	0.80	15158	C轴单向拉伸	5	无	
31	599	341	33	621	0.23	79	0.55	19767	L轴单向拉伸	10	有	
32	641	359	34	690	0.23	83	0.52	21794	C轴单向拉伸	5	有	
33	558	340	36	597	0.26	88	0.57	20088	C轴单向拉伸	5	有	
34	640	397	33	650	0.22	87	0.61	21120	C轴表面应变拉伸	3	有	
35	611	354	35	633	0.23	82	0.56	21385	C轴单向拉伸	5	有	
36	589	324	36	600	0.24	78	0.54	21204	C轴单向拉伸	5	有	
37	634	361	33	657	0.21	76	0.55	20922	双轴等拉伸	10	有	
38	625	388	31	668	0.19	74	0.58	19375	C轴单向拉伸	5	有	
39	689	434	29	712	0.18	78	0.61	19981	L轴单向拉伸	1	无	
40	623	368	32	623	0.20	74	0.59	19936	C轴单向拉伸	1	有	
41	709	425	26	721	0.17	72	0.59	18434	C轴单向拉伸	5	有	
42	722	448	25	734	0.17	76	0.61	18050	C轴单向拉伸	5	无	
43	731	468	25	755	0.16	75	0.62	18275	双轴等拉伸	5	有	
44	715	465	26	726	0.16	74	0.64	18590	C轴单向拉伸	5	有	
45	648	531	25	681	0.12	64	0.78	16200	C轴单向拉伸	5	有	
46	1075	742	10	1075	0.08	59	0.69	10750	C轴单向拉伸	5	有	
47	712	484	21	712	0.11	53	0.68	14952	C轴单向拉伸	5	有	
48	792	475	22	792	0.14	67	0.60	17424	C轴单向拉伸	5	有	

下划线的数据表示该值在本发明的范围之外。

表8 (续) 钢的机械性能

钢号	预变形·BH处理后的静态/动态拉伸 (应变速率=1000/s)										塑性变形		可焊接性
	5Z Wt% Mpa	ΔYS^*2 Mpa	σ_s Mpa	σ_d Mpa	$\sigma_d - \sigma_s$ Mpa	σ_{dyn} Mpa	不等式 *3	T Z	所满足的 不等式*4				
27	90	116	390	438	48	412	-111.5	1.0	0	好			
28	182	260	630	734	104	721	17.5	1.0	0	好			
29	102	127	620	662	42	645	-66.9	1.5	0	好			
30	97	115	593	626	33	599	-97.6	1.5	0	好			
31	240	297	740	846	106	798	89.2	1.0	0	好			
32	212	294	757	818	61	786	45.0	1.0	0	好			
33	143	212	607	686	79	680	2.6	1.0	0	好			
34	191	229	660	748	88	745	4.8	1.0	0	好			
35	201	275	658	756	98	742	24.0	1.0	0	好			
36	212	289	612	733	121	722	20.8	1.0	0	好			
37	257	318	703	790	87	776	40.4	1.0	0	好			
38	182	244	678	762	84	748	19.3	1.0	0	好			
39	199	239	712	798	86	789	11.2	4.0	0	好			
40	201	181	625	748	123	740	12.8	1.0	x	好			
41	209	280	729	824	95	819	25.9	1.0	0	好			
42	201	260	734	833	99	818	14.9	1.0	0	好			
43	182	246	767	829	62	820	10.1	1.0	0	好			
44	177	253	739	835	96	824	26.3	1.0	0	好			
45	58	92	696	744	48	712	-34.4	1.0	x	好			
46	299	341	1076	1088	12	1052	-21.5	1.0	0	差			
47	181	229	715	757	42	740	-55.4	1.0	0	差			
48	265	332	806	856	50	832	-24.7	1.0	0	好			

下划线数据表示该值在本发明的范围之外。

*1: Wt%代表在表中所列的等效应变下, 5%预变形时的YS增加值。

*2: ΔYS 代表在表中所列预变形和如 170°C × 20 分钟的涂漆烘烤处理后 YS 增加值。

*3: $\sigma_{dyn} - (0.766 \times TS + 250)$

*4: $2.5[YS/TS' (5) - 0.5] + 15 \geq$ 塑性变形 $T \geq 2.5[YS/TS' (5) - 0.5] + 0.5$

采用如下方法对显微组织进行评价。

使用一个 1000 倍的光学显微镜，观察用一种硝酸酒精溶液腐蚀过的薄钢板轧制方向上的横截面，以确认铁素体、贝氏体、马氏体和残留组织，并且观察各组织所处部位和进行平均晶粒尺寸的测量（平均等效园直径），所述试剂在日本专利申请公开 59-219473 中进行了公开。

采用如下方法对性能进行评价。

拉伸试验按照 JIS5 的规定（定位刻线距离：50mm，平行边宽：25mm），以 0.001/s 的应变速率进行。在确定抗拉强度（TS）、屈服强度（YS）、总延伸率（T.El.）和加工硬化系数（1-5% 应变时的 n 值）后，就可计算出 $YS \times$ 加工硬化系数和 $TS \times T.El.$ 。

通过用一 30° 的锥形冲头在一无毛刺的边上扩展一个 20mm 的冲孔，并测定扩孔延伸比 (d/d_0) 来确定延展翻边性能，其中 d 为裂纹贯穿板厚时的孔洞直径， d_0 是初始孔直径 (20mm)。

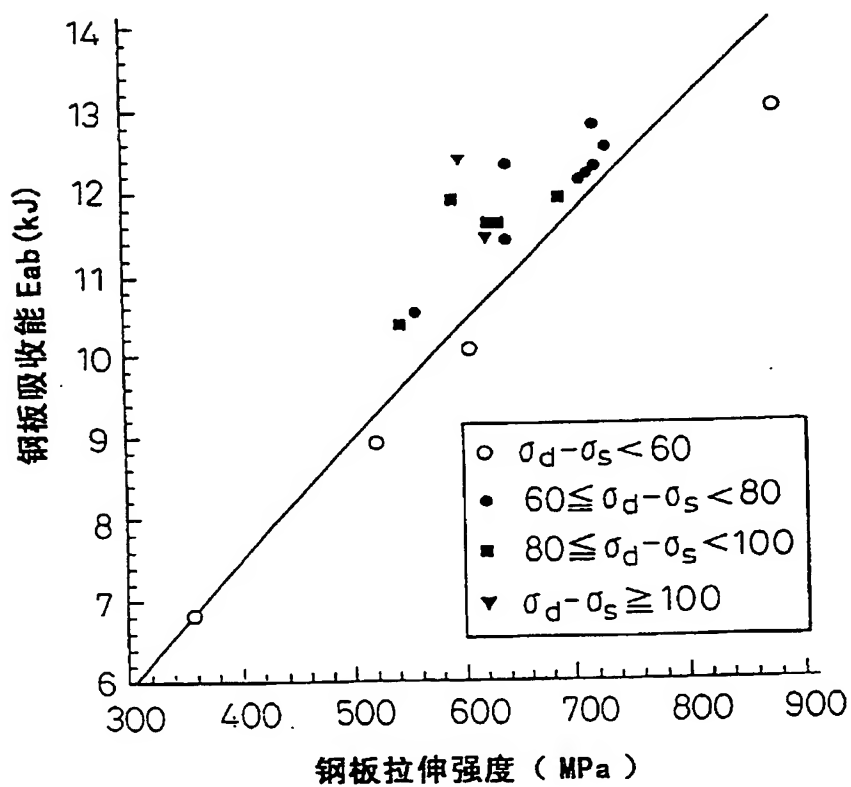
使用一种其焊头半径为钢板厚度的平方根的 0.5 倍的焊条，在电流为喷射电流的 0.9 倍条件下，点焊成一点焊试样，如果该试样在用凿子进行破断时发生剥离断裂，则判定所述钢板的可点焊性不合适。

工业应用性

如上所述，本发明有可能以一种经济且稳定的方式提供汽车用高强热轧钢板和冷轧钢板，该钢板可提供以前用于汽车的钢板不能获得优异的冲击吸收性能和冲压成形性。因而，本发明显著拓宽了高强钢板的应用对象和使用条件。

说明书附图

图 1



99-09-17

图 2

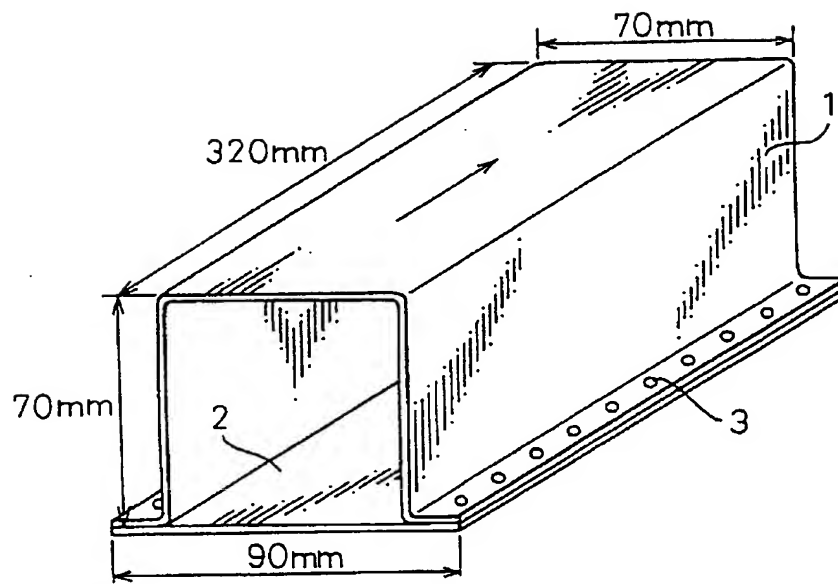


图 3

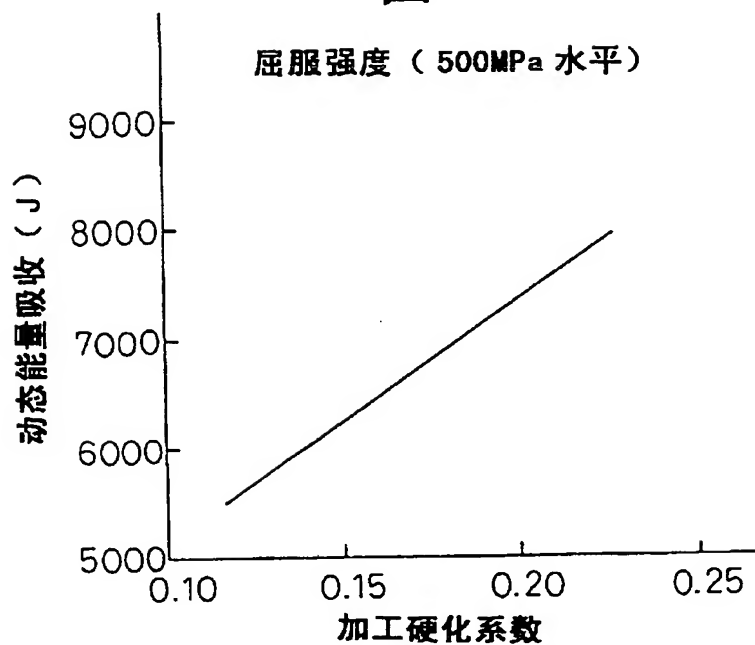


图 4

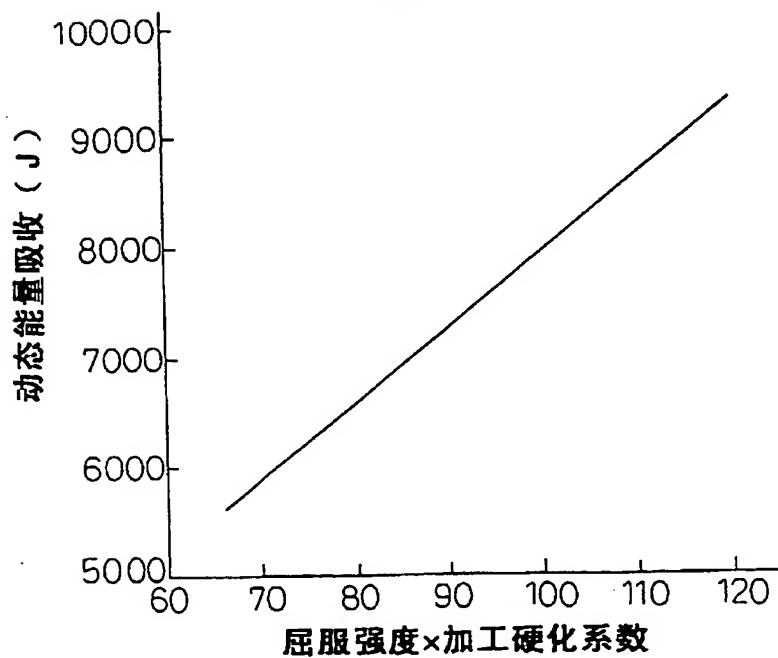


图 5

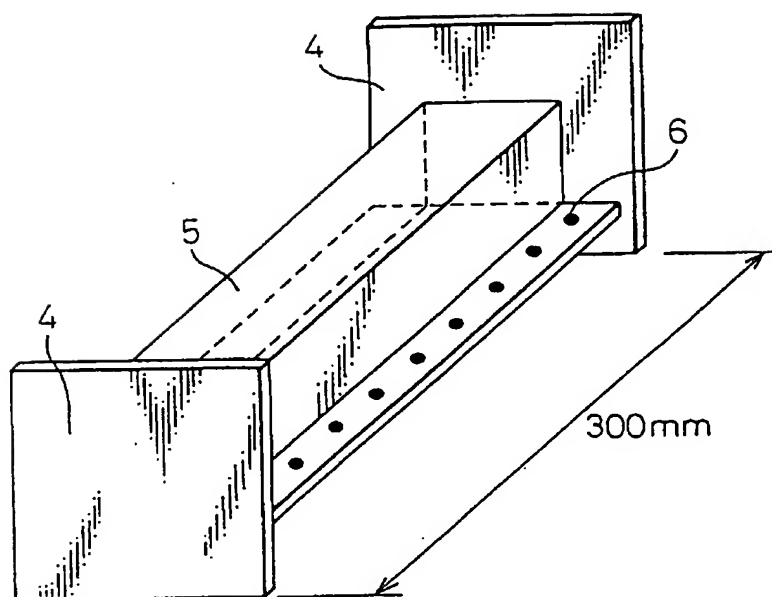


图 6

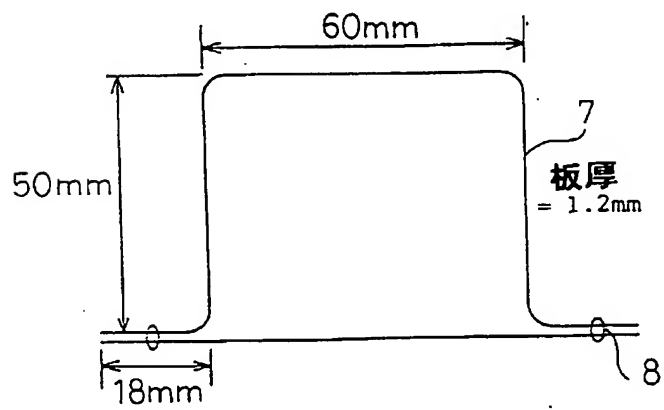


图 7

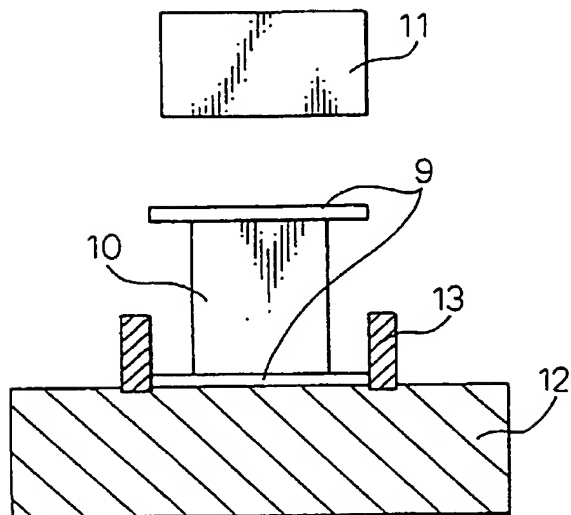


图 8

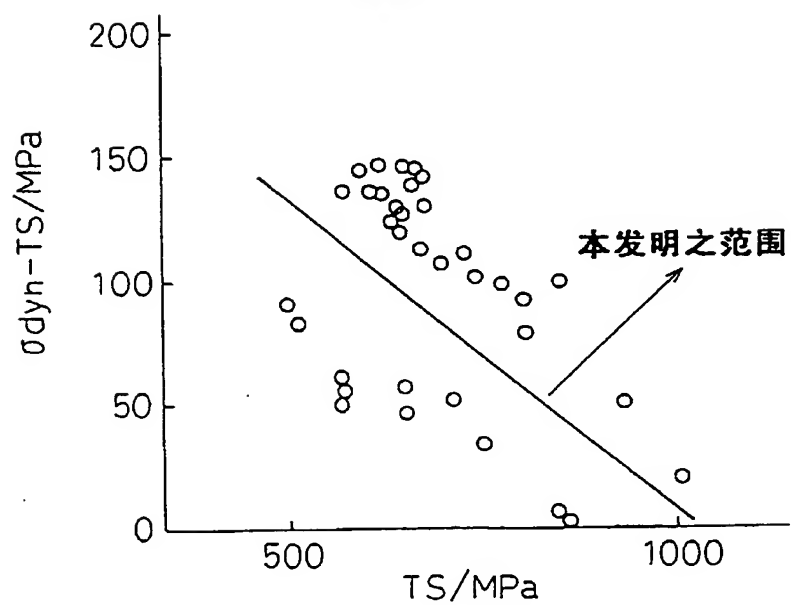


图 9

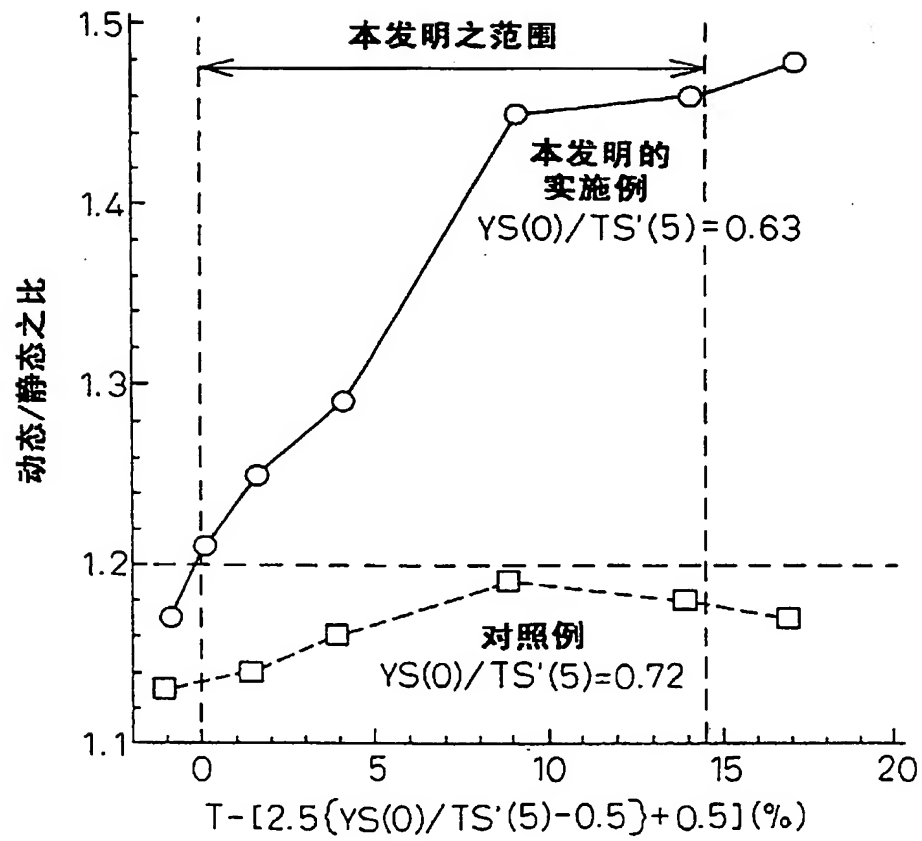


图 10

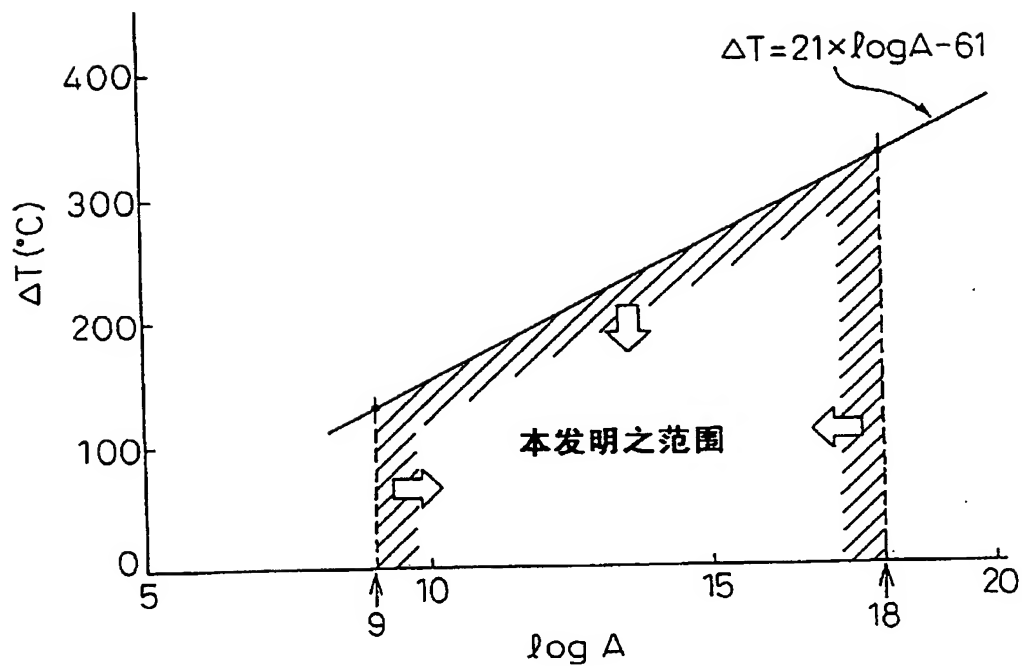
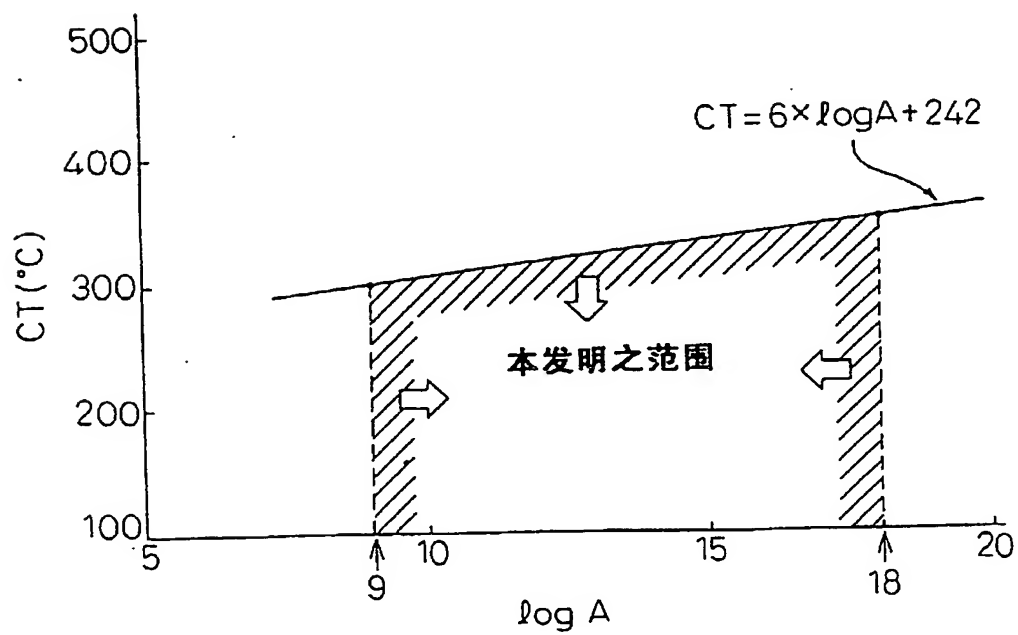
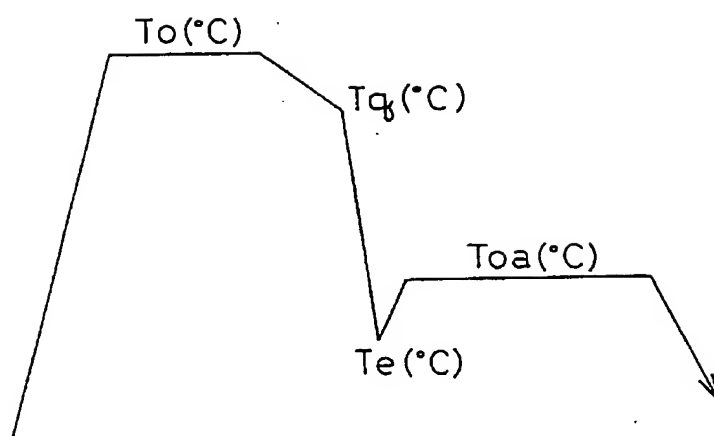


图 11



99-09-17

图 12



11
12
13
14
15